



**Politechnika
Śląska**

Silesian University of Technology
Department of Materials Technology
Faculty of Materials Engineering and Industrial Digitalization

EXTENDED ABSTRACT

Dissertation Title:

**Cu-Mg Based Alloys with Strength, Ductility, and High
Conductivity Achieved by SPD Technique**

Supervisor:

Prof. Kinga Rodak, Ph.D.

Ph.D. Candidate:

Alireza Kalhor, M.Sc. Eng.

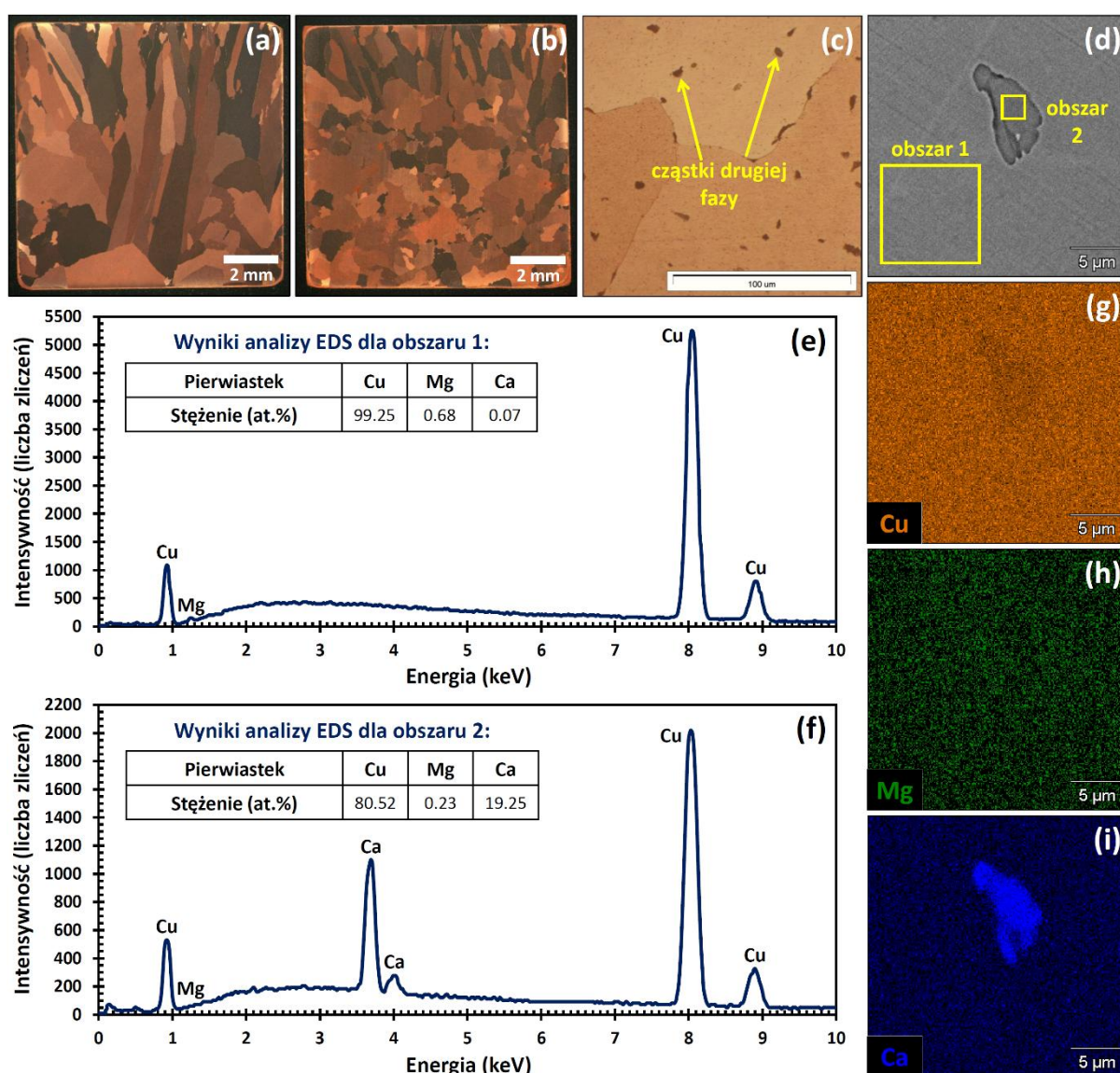
2026, Katowice, Poland

ROZSZERZONY ABSTRAKT

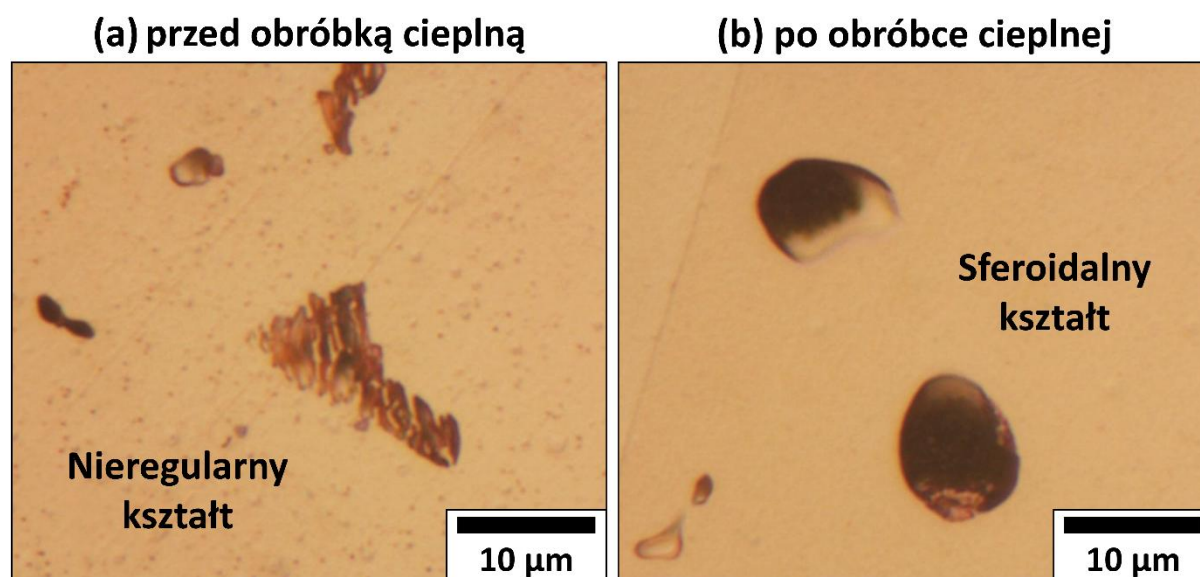
W niniejszej pracy przeprowadzono systematyczne badania wpływu dodatku 0,1% mas. Ca, obróbki cieplnej, przetwarzania z wykorzystaniem wytłaczania oraz intensywnego odkształcenia plastycznego (SPD) na ewolucję mikrostruktury, właściwości mechaniczne i przewodność elektryczną stopu Cu-0,7Mg (mas.%). W celu uzyskania zakładanej kombinacji wytrzymałości na rozciąganie (300–800 MPa) oraz przewodności elektrycznej (50–95% IACS), wymaganej do zaklasyfikowania stopu do grupy miedziowych stopów o wysokiej wytrzymałości i wysokiej przewodności elektrycznej (HSHC), rozważono różne mechanizmy umacniania. W pierwszej kolejności zawartość Mg celowo ograniczono do 0,7% mas., aby zapobiec tworzeniu się fazy międzymetalicznej Cu₂Mg, ponieważ stężenie to jest niższe od minimalnej zawartości Mg wymaganej do powstawania wydzielen Cu₂Mg podczas krzepnięcia stopów Cu-Mg. W konsekwencji 0,7% mas. Mg zapewniało umocnienie roztworu stałego, a bazowy stop Cu-0,7Mg (mas.%) charakteryzował się strukturą jednofazową, pozbawioną cząstek faz międzymetalicznych, co przedstawiono na [rys. 1\(a\)](#). Po drugie, zawartość Ca celowo ograniczono do 0,1% mas., aby zapewnić umocnienie cząstkami drugiej fazy przy jednoczesnym ograniczeniu niekorzystnego wpływu tego dodatku na przewodność elektryczną. W rezultacie trójskładnikowy stop Cu-0,7Mg-0,1Ca (mas.%) składał się z jednofazowej osnowy Cu-Mg będącej roztworem stałym oraz cząstek fazy międzymetalicznej Cu₅Ca o średniej średnicy $7,1 \pm 1,8 \mu\text{m}$, które były równomiernie rozmieszczone zarówno wzdłuż granic ziaren, jak i wewnątrz ziaren ([rys. 1\(c\)](#)). Dodatek Ca spowodował również zmianę początkowej mikrostruktury w stanie po odlaniu — z dominującej struktury ziaren kolumnowych w stopie dwuskładnikowym ([rys. 1\(a\)](#)) na strukturę ziaren równoosiowych w stopie trójskładnikowym ([rys. 1\(b\)](#)). Analiza metodą spektroskopii promieniowania rentgenowskiego z dyspersją energii (EDS) osnowy ([rys. 1\(e\)](#)) oraz cząstek drugiej fazy ([rys. 1\(f\)](#)), wraz z odpowiadającymi im wynikami mapowania rozkładu pierwiastków ([rys. 1\(g–i\)](#)), potwierdziła, że obserwowane cząstki odpowiadały fazie międzymetalicznej Cu₅Ca.

Wyniki badań mechanicznych stopów w stanie po odlaniu wykazały, że stop trójskładnikowy charakteryzował się o 33% wyższą twardością, o 13% wyższą granicą plastyczności (YS) oraz o 13% wyższą wytrzymałością na rozciąganie (UTS) w porównaniu ze stopem dwuskładnikowym, kosztem 15% zmniejszenia całkowitego wydłużenia (EL). Pomiary przewodności elektrycznej wykazały również, że przewodność elektryczna stopu trójskładnikowego była o 13% niższa w porównaniu ze stopem dwuskładnikowym, co przypisano strukturze ziaren oraz obecności cząstek fazy międzymetalicznej Cu₅Ca w stopie

trójskładnikowym. Zastosowanie obróbki cieplnej obejmującej wyżarzanie w temperaturze 650 °C przez 90 min, a następnie hartowanie w wodzie, doprowadziło do częściowej sferoidyzacji cząstek Cu₅Ca w stopie trójskładnikowym (jak przedstawiono na rys. 2), a także spowodowało niewielkie zwiększenie YS, UTS i EL obu stopów. Wpływ dwóch dodatkowych wariantów obróbki cieplnej zbadano również dla stopu trójskładnikowego: wyżarzania w temperaturze 650 °C przez 75 min, a następnie hartowania w wodzie, oraz wyżarzania w temperaturze 650 °C przez 15 min, a następnie chłodzenia w powietrzu. Temperaturę wyżarzania 650 °C celowo dobrano na podstawie wyników badań metodą różnicowej kalorymetrii skaningowej (DSC), aby zapobiec rozpuszczeniu lub stopieniu cząstek fazy międzymetalicznej Cu₅Ca podczas procesów obróbki cieplnej.

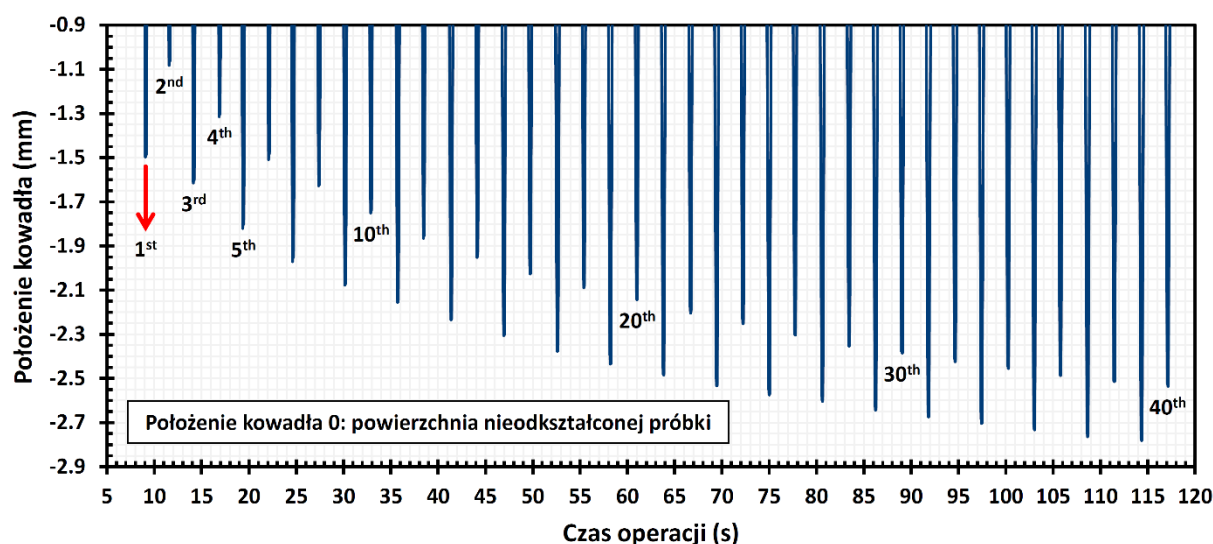


Rys. 1: Makrostruktura (a) stopu dwuskładnikowego i (b) stopu trójskładnikowego; (c) mikrostruktura stopu trójskładnikowego; (d) obraz uzyskany za pomocą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) stopu trójskładnikowego; wyniki analizy EDS dla (e) obszaru 1 i (f) obszaru 2; wyniki analizy mapowania rozkładu pierwiastków w stopie trójskładnikowym dla (g) Cu, (h) Mg i (i) Ca.



Rys. 2: Obrazy mikrostruktur stopu trójskładnikowego uzyskane za pomocą mikroskopii optycznej (a) przed oraz (b) po wyżarzaniu w temperaturze 650 °C przez 90 min, a następnie hartowaniu w wodzie.

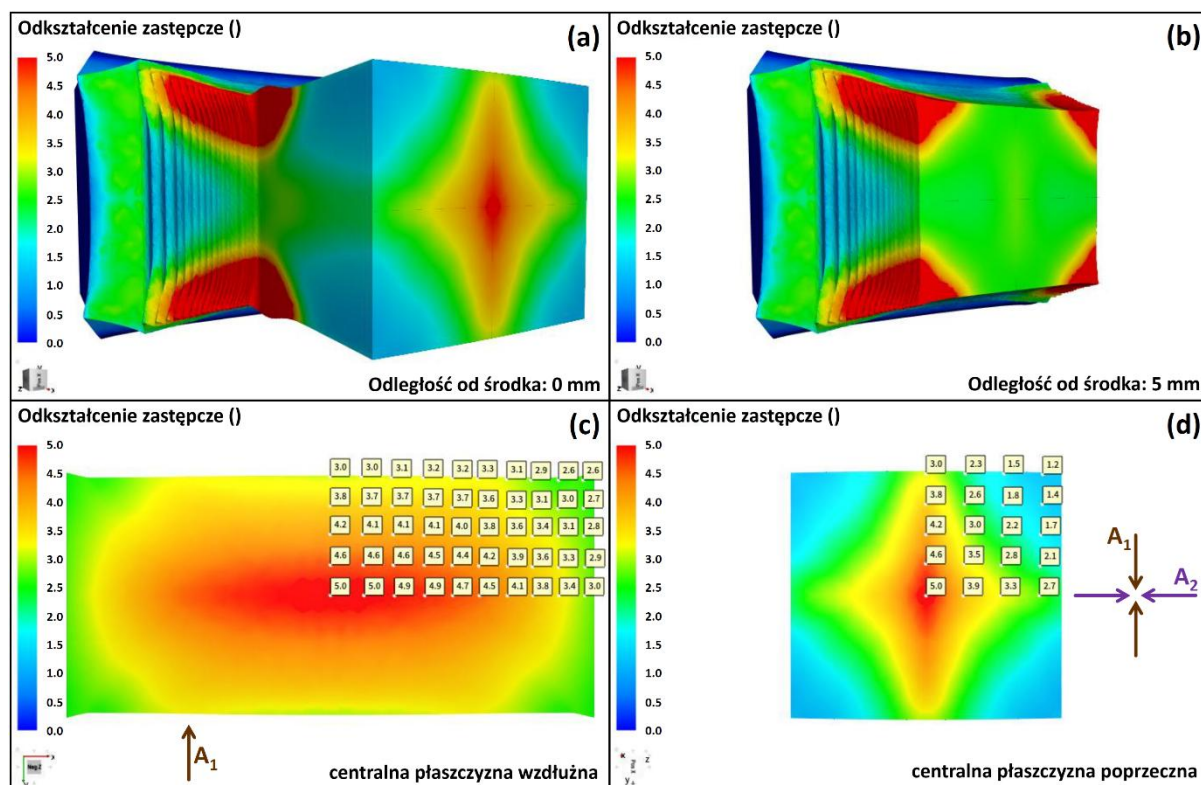
Zarówno stop dwuskładnikowy, jak i trójskładnikowy zostały następnie poddane intensywnemu odkształceniu plastycznemu (SPD) z wykorzystaniem modułu MaxStrain termomechanicznego symulatora Gleeble, w 40 przejściach, zgodnie ze schematem odkształcenia przedstawionym na rys. 3. Zastosowanie procesu SPD doprowadziło do znacznego rozdrobnienia ziaren oraz zwiększenia udziału granic ziaren o dużym kącie dezorientacji (HAGBs) w obu stopach, przy czym efekty te były bardziej wyraźne w stopie trójskładnikowym, w którym cząstki fazy międzymetalicznej Cu_5Ca skutecznie ograniczały ruch dyslokacji podczas odkształcenia.



Rys. 3: Schemat odkształcenia zastosowany podczas realizacji 40 przejść procesu MaxStrain.

W celu dokładnego obliczenia odkształcenia zastępczego powstałego podczas procesu MaxStrain cały proces odkształcania zasymulowano z wykorzystaniem oprogramowania

FORGE® NxT, przy zastosowaniu warunków procesu możliwie najbardziej zbliżonych do rzeczywistych warunków odkształcania. Wyniki symulacji przedstawione na rys. 4 wykazały, że odkształcenie zastępcze było przede wszystkim skoncentrowane w środkowej części oraz w narożach strefy odkształcania. W centralnej płaszczyźnie poprzecznej największą wartość odkształcenia zaobserwowano w jej centrum, po czym następował stopniowy spadek w kierunku krawędzi lub naroży tej płaszczyzny. Rozkład twardości w próbkach poddanych procesowi MaxStrain zasadniczo odpowiadał rozkładowi odkształcenia zastępczego przewidzianemu na podstawie symulacji, co wskazuje, że symulacje dokładnie odwzorowały przestrzenne zróżnicowanie odkształcenia plastycznego podczas procesu. W szczególności najwyższe wartości twardości konsekwentnie obserwowano w centrum strefy odkształcania, podczas gdy relatywnie niższe wartości odnotowano w obszarach pośrednich, przy krawędziach oraz w narożach centralnej płaszczyzny poprzecznej. Zachowanie to przypisano przede wszystkim większemu odkształceniu zastępczemu występującemu w centralnym obszarze, które sprzyjało bardziej intensywnemu efektowi umocnienia odkształceniowego poprzez zwiększenie gęstości dyslokacji oraz nasilenie wzajemnych oddziaływań między dyslokacjami. Mechanizmy te ograniczały ruchliwość dyslokacji i przyczyniały się do zwiększenia lokalnej twardości.



Rys. 4: Rozkład odkształcenia zastępczego po 40 przejściach procesu MaxStrain na płaszczyznach poprzecznych umieszczonych w odległości (a) 0 mm i (b) 5 mm od środka strefy odkształcania, a także na (c) centralnej płaszczyźnie wzdłużnej oraz (d) centralnej płaszczyźnie poprzecznej.

Zarówno stop dwuskładnikowy, jak i trójskładnikowy wykazywały znaczne rozdrobnienie ziaren po 40 przejściach procesu MaxStrain, przy czym średnia wielkość ziaren wynosiła odpowiednio 5,6 i 1,8 μm . Wstępne wyżarzanie w temperaturze 650 °C, a następnie hartowanie w wodzie, prowadziło do dalszego rozdrobnienia ziaren po procesie MaxStrain, zmniejszając średnią wielkość ziaren do 4,0 μm w stopie dwuskładnikowym oraz 1,5 μm w stopie trójskładnikowym. Ponadto cząstki Cu_5Ca w dużej mierze zachowały swoją integralność strukturalną po poddaniu 40 przejściom odkształcenia w procesie MaxStrain, jednak w niektórych z nich zaobserwowano niewielkie pęknięcia. Próby rozciągania wykazały, że obróbka cieplna nieznacznie zwiększyła YS, UTS i EL obu stopów, przy czym bardziej wyraźny efekt umocnienia zaobserwowano w stopie trójskładnikowym. Wzrost YS i UTS przypisano przede wszystkim powstaniu resztkowych naprężeń cieplnych oraz zwiększeniu gęstości dyslokacji wskutek wyżarzania i następującego po nim hartowania. W stopie trójskładnikowym różnica współczynników rozszerzalności cieplnej (CTE) pomiędzy osnową Cu-Mg a cząstkami Cu_5Ca dodatkowo przyczyniała się do generowania dyslokacji w sąsiedztwie cząstek fazy międzymetalicznej podczas nagrzewania, a w szczególności podczas hartowania, zwiększając tym samym wytrzymałość po obróbce cieplnej. Poprawę EL w poddanym obróbce cieplnej stopie dwuskładnikowym wiązano głównie z ujednorodnieniem mikrostruktury w stanie po odlaniu oraz bardziej równomiernym rozkładem Mg w osnowie Cu-Mg. W stopie trójskładnikowym po obróbce cieplnej wzrost EL przypisano dodatkowo częściowej sferoidyzacji cząstek Cu_5Ca , która zmniejszała koncentrację naprężeń przy ich ostrych krawędziach i sprzyjała bardziej równomiernemu rozkładowi naprężeń podczas odkształcenia rozciągającego. Po 40 przejściach procesu MaxStrain wartość YS wzrosła znacząco odpowiednio o 239%, 265%, 233% i 265% dla stopu dwuskładnikowego, stopu dwuskładnikowego po obróbce cieplnej, stopu trójskładnikowego oraz stopu trójskładnikowego po obróbce cieplnej. Podobnie, UTS wzrosła odpowiednio o 92%, 94%, 82% i 96%. Niemniej jednak 40 przejść procesu MaxStrain spowodowało znaczne zmniejszenie EL, odpowiednio o 59%, 46%, 47% i 49% dla stopu dwuskładnikowego, stopu dwuskładnikowego po obróbce cieplnej, stopu trójskładnikowego oraz stopu trójskładnikowego po obróbce cieplnej, w odniesieniu do odpowiadających im stanów przed procesem MaxStrain.

Przewodność elektryczna odlanego stopu dwuskładnikowego wynosiła $39,1 \pm 2,4 \text{ MS/m}$ (67,4% IACS), a po wyżarzaniu w temperaturze 650 °C przez 90 min, a następnie hartowaniu w wodzie, zmniejszyła się o około 4% do $37,5 \pm 2,7 \text{ MS/m}$ (64,7% IACS). Natomiast

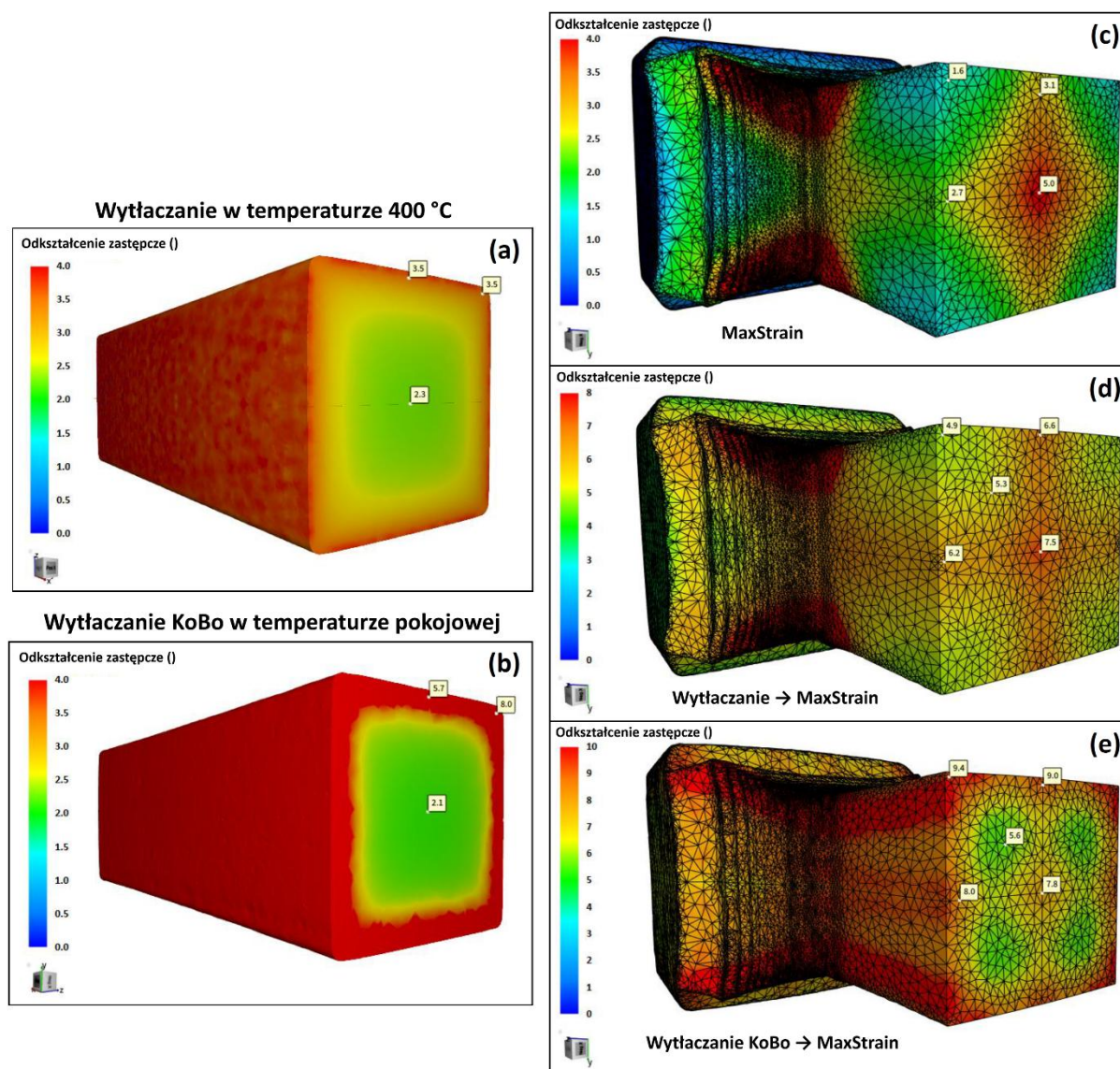
przewodność elektryczna odlanego stopu trójskładnikowego była niższa i wynosiła $33,9 \pm 2,3$ MS/m (58,4% IACS), pozostając zasadniczo niezmienną po obróbce cieplnej ($33,9 \pm 2,4$ MS/m). Niższa przewodność elektryczna badanych stopów w porównaniu z czystą Cu była przede wszystkim przypisywana niekorzystnemu wpływowi Mg w roztworze stałym, który zwiększał rozpraszanie elektronów. Stopy trójskładnikowe wykazywały odpowiednio o około 13% i 10% niższą przewodność elektryczną niż odpowiadające im stopy dwuskładnikowe, odpowiednio przed i po obróbce cieplnej, co wynikało głównie z dodatkowego efektu rozpraszania elektronów przez cząstki fazy międzymetalicznej Cu₅Ca. Po 40 przejściach procesu MaxStrain przewodność elektryczna zmniejszyła się odpowiednio o około 4%, 8%, 1% i 2% dla odlanego stopu dwuskładnikowego, stopu dwuskładnikowego po obróbce cieplnej, odlanego stopu trójskładnikowego oraz stopu trójskładnikowego po obróbce cieplnej. Zmniejszenie przewodności było związane głównie ze zwiększeniem udziału granic ziaren o dużym kącie dezorientacji (HAGBs) oraz akumulacją dyslokacji i defektów punktowych w wyniku procesu MaxStrain, które stanowiły dodatkowe miejsca rozpraszania elektronów i prowadziły do obniżenia przewodności elektrycznej.

W odniesieniu do wariantów obróbki cieplnej zastosowanych wyłącznie dla trójskładnikowego stopu Cu-0,7Mg-0,1Ca (mas.%), wyżarzanie w temperaturze 650 °C przez 75 min, a następnie hartowanie w wodzie, sprzyjało ujednorodnieniu rozkładu Mg w jednofazowej osnowie Cu-Mg, częściowej sferoidyzacji cząstek fazy międzymetalicznej Cu₅Ca oraz wprowadzeniu resztkowych naprężeń cieplnych, szczególnie w sąsiedztwie cząstek fazy międzymetalicznej Cu₅Ca. W konsekwencji obróbka cieplna ta zwiększyła odpowiednio twardość, YS, UTS i EL o około 4%, 5%, 4% i 6% w porównaniu z wyżarzaniem w temperaturze 650 °C przez 15 min, a następnie chłodzeniem w powietrzu. Podobnie jak w przypadku 40 przejść, wyniki symulacji dla 20 przejść odkształcenia MaxStrain wykazały niejednorodny rozkład odkształcenia zastępczego w obrębie próbek. Gradient odkształcenia znajdował odzwierciedlenie w profilach twardości, przy czym najwyższą twardość obserwowano w centrum centralnej płaszczyzny poprzecznej, odpowiadającym obszarowi o największym odkształceniu zastępczym, a następnie stopniowy spadek twardości w kierunku krawędzi i naroży. Zastosowanie 20 przejść procesu MaxStrain zwiększyło YS obu wariantów stopu trójskładnikowego po obróbce cieplnej, powodując wzrost odpowiednio o 229% i 232% dla wariantu wyżarzanego przez 15 min, a następnie chłodzonego w powietrzu, oraz wariantu wyżarzanego przez 75 min, a następnie hartowanego w wodzie, w odniesieniu do odpowiadających im stanów nieodkształconych. UTS również wzrosła odpowiednio o 86% i

91%. Jednak wzrostowi wytrzymałości towarzyszyło zmniejszenie EL odpowiednio o 48% i 44%. Stwierdzono, że przewodność elektryczna próbek nieodkształconych była niezależna od czasu wyżarzania i szybkości chłodzenia. Chociaż 20 przejść procesu MaxStrain znacząco zwiększyło wytrzymałość mechaniczną obu wariantów, spowodowało jedynie około 1% zmniejszenie przewodności elektrycznej.

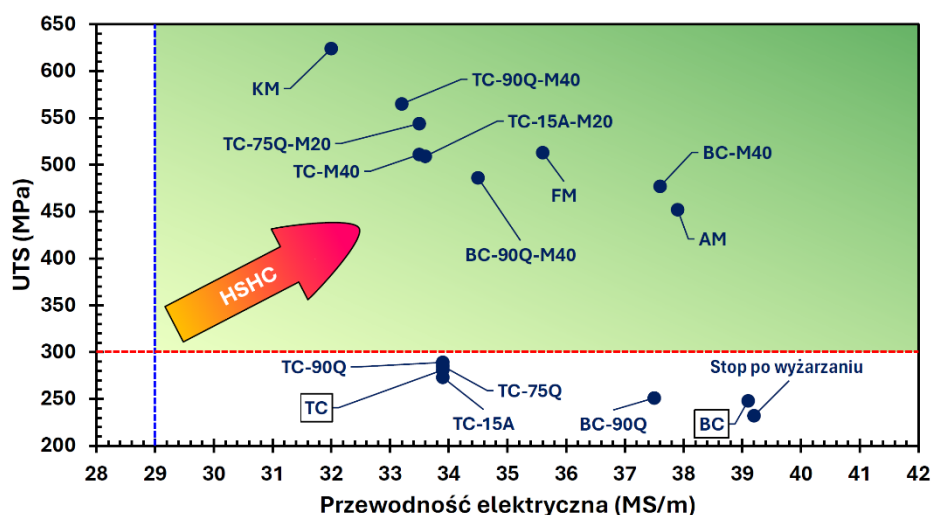
W ramach innego podejścia zbadano wpływ wytlaczania współbieżnego w temperaturze 400 °C oraz wytlaczania KoBo w temperaturze pokojowej, a następnie dodatkowego odkształcania z wykorzystaniem modułu MaxStrain termomechanicznego symulatora Gleeble, na mikrostrukturę, właściwości mechaniczne i przewodność elektryczną stopu dwuskładnikowego Cu-0,7Mg (mas.%). Jak przedstawiono na [rys. 5](#), symulacje odkształcania wykazały, że historia przetwarzania miała istotny wpływ zarówno na wartość odkształcenia zastępczego, jak i na jego przestrzenny rozkład. W szczególności różne rozkłady odkształcenia uzyskane w wyniku zastosowania obu wariantów wytlaczania ([rys. 5\(a\)](#) i [5\(b\)](#)) prowadziły do całkowicie odmiennych rozkładów odkształcenia po późniejszym procesie MaxStrain ([rys. 5\(d\)](#) i [5\(e\)](#)). Zastosowanie 40 przejść procesu MaxStrain przekształciło początkową gruboziarnistą mikrostrukturę wyżarzanego stopu w niejednorodną strukturę składającą się z grubych, wydłużonych ziaren oraz drobnych ziaren równoosiowych, w wyniku wystąpienia częściowej ciągłej rekrytalizacji dynamicznej. Stopień rekrytalizacji był znacznie większy w próbkach poddanych wcześniejszemu wytlaczaniu współbieżnemu lub KoBo, co skutkowało większym udziałem granic ziaren o dużym kącie dezorientacji (HAGBs) niż w próbce poddanej wyłącznie procesowi MaxStrain. Zwiększona rekrytalizacja i rozdrobnienie ziaren, wraz z umocnieniem wywołanym odkształceniem, związanym z akumulacją dyslokacji, przyczyniły się do znacznej poprawy wytrzymałości mechanicznej. W odniesieniu do stanu po wyżarzaniu proces MaxStrain zwiększył YS i UTS odpowiednio o 251% i 95%. Zastosowanie wcześniejszego wytlaczania współbieżnego w temperaturze 400 °C dodatkowo zwiększyło te wartości odpowiednio o 288% i 121%, natomiast zastosowanie wcześniejszego wytlaczania KoBo w temperaturze pokojowej zapewniło największy efekt umocnienia, powodując odpowiedni wzrost o 360% i 169%. Zwiększeniu wytrzymałości mechanicznej towarzyszyło jednak stopniowe zmniejszanie przewodności elektrycznej. Przewodność zmniejszyła się z $39,2 \pm 2,5$ MS/m (67,6% IACS) w stanie po wyżarzaniu do $37,9 \pm 2,3$ MS/m po procesie MaxStrain. Wcześniejsze wytlaczanie współbieżne w temperaturze 400 °C, a następnie proces MaxStrain, skutkowało przewodnością wynoszącą $35,6 \pm 3,0$ MS/m, natomiast wcześniejsze wytlaczanie KoBo w temperaturze pokojowej, a następnie proces MaxStrain, prowadziło do

dalszego zmniejszenia przewodności do $32,0 \pm 3,0$ MS/m. Zmniejszenie przewodności przypisano przede wszystkim zwiększonemu rozpraszaniu elektronów związanemu z defektami wywołanymi odkształceniem oraz rozdrobnieniem mikrostruktury.



Rys. 5: Wyniki symulacji dla: (a) wytłaczania współbieżnego w temperaturze 400 °C, (b) wytłaczania KoBo w temperaturze pokojowej, (c) samego procesu MaxStrain, (d) wytłaczania współbieżnego w temperaturze 400 °C, a następnie 40 przejść procesu MaxStrain oraz (e) wytłaczania KoBo w temperaturze pokojowej, a następnie 40 przejść procesu MaxStrain.

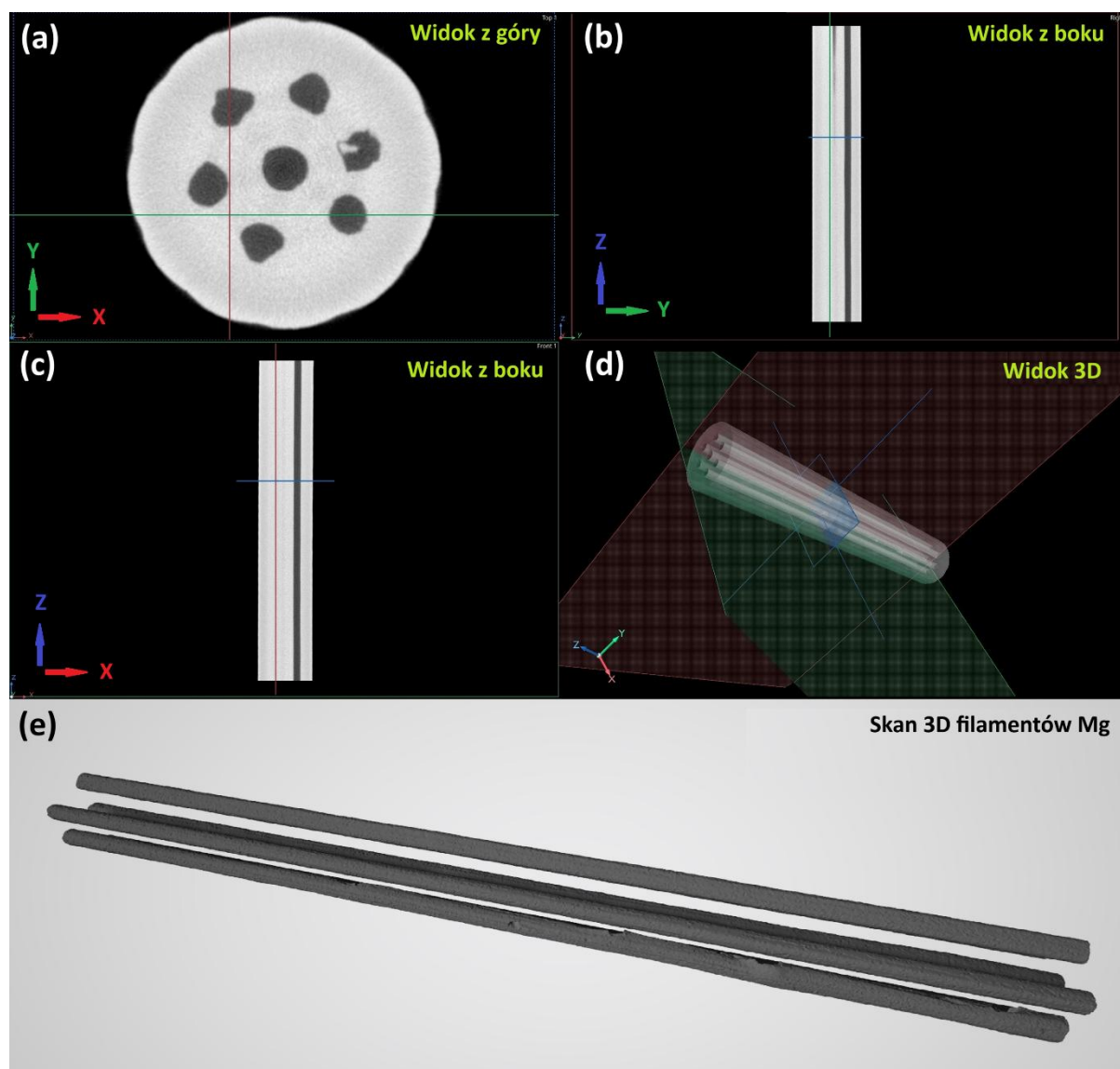
Pomimo tego zmniejszenia wszystkie próbki poddane procesowi MaxStrain zachowały wartości UTS i przewodności elektrycznej mieszczące się w zakresach wymaganych do zaklasyfikowania ich jako miedziowe stopy o wysokiej wytrzymałości i wysokiej przewodności elektrycznej (HSHC), jak przedstawiono na rys. 6.



Nazwa próbki	Etapy przetwarzania
BC	Stop Cu-0,7Mg (mas.%), w stanie po odlaniu
TC	Stop Cu-0,7Mg-0,1Ca (mas.%), w stanie po odlaniu
BC-M40	BC poddany procesowi MaxStrain (40 przejść, temperatura pokojowa)
TC-M40	TC poddany procesowi MaxStrain (40 przejść, temperatura pokojowa)
BC-90Q	BC wyżarzony w temperaturze 650 °C przez 90 min, a następnie zahartowany w wodzie do temperatury pokojowej
TC-90Q	TC wyżarzony w temperaturze 650 °C przez 90 min, a następnie zahartowany w wodzie do temperatury pokojowej
BC-90Q-M40	BC-90Q poddany procesowi MaxStrain (40 przejść, temperatura pokojowa)
TC-90Q-M40	TC-90Q poddany procesowi MaxStrain (40 przejść, temperatura pokojowa)
TC-75Q	TC wyżarzony w temperaturze 650 °C przez 75 min, a następnie zahartowany w wodzie do temperatury pokojowej
TC-15A	TC wyżarzony w temperaturze 650 °C przez 15 min, a następnie schłodzony w powietrzu do temperatury pokojowej
TC-75Q-M20	TC-75Q poddany procesowi MaxStrain (20 przejść, temperatura pokojowa)
TC-15A-M20	TC-15A poddany procesowi MaxStrain (20 przejść, temperatura pokojowa)
Stop po wyżarzaniu	Stop Cu-0,7Mg (mas.%) w stanie po odlaniu → Wyżarzanie w temperaturze 650 °C przez 90 min → Chłodzenie w powietrzu do temperatury pokojowej
AM	Stop po wyżarzaniu → Poddany procesowi MaxStrain przez 40 przejść w temperaturze pokojowej
FM	Stop po wyżarzaniu → Wytlaczany w temperaturze 400 °C → Poddany procesowi MaxStrain przez 40 przejść w temperaturze pokojowej
KM	Stop po wyżarzaniu → Wytlaczany metodą KoBo w temperaturze pokojowej → Poddany procesowi MaxStrain przez 40 przejść w temperaturze pokojowej

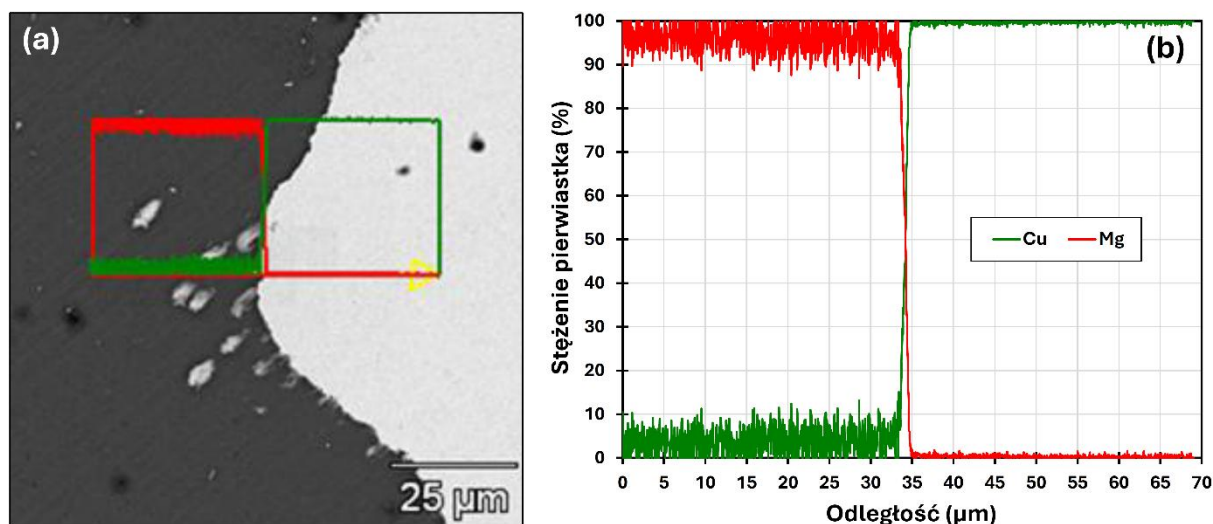
Rys. 6: Zależność UTS od przewodności elektrycznej dla badanych stopów Cu-0,7Mg i Cu-0,7Mg-0,1Ca (mas.%).

Wytworzono również kompozyt Cu/Mg o obniżonej gęstości, składający się z osnowy z czystej Cu wzmocnionej ciągłymi włóknami z czystego Mg, metodą wytłaczania KoBo. Temperatura początkowa procesu wytłaczania KoBo wynosiła 200 °C. Zastosowane rozwiązanie pozwoliło zachować wysoką przewodność elektryczną osnowy z czystej Cu poprzez wyeliminowanie dodatków stopowych, podczas gdy włókna Mg pełniły funkcję drugiej fazy o małej gęstości. Jak przedstawiono na rys. 7, początkowa konfiguracja włókien oraz ich symetryczny rozkład zostały zachowane po wytłaczaniu KoBo. W obszarze ustalonego procesu włókna Mg pozostały ciągłe i idealnie zorientowane wzdłuż kierunku wytłaczania, bez oznak fragmentacji, pęknięcia lub przerwania ciągłości. Trójwymiarowe obrazy uzyskane za pomocą rentgenowskiej tomografii komputerowej, przedstawione na rys. 7(d) i 7(e), dodatkowo potwierdziły integralność strukturalną kompozytu. Zmierzona doświadczalnie gęstość wynosząca 7,85 g/cm³ była o około 12,4% niższa niż gęstość czystej Cu.



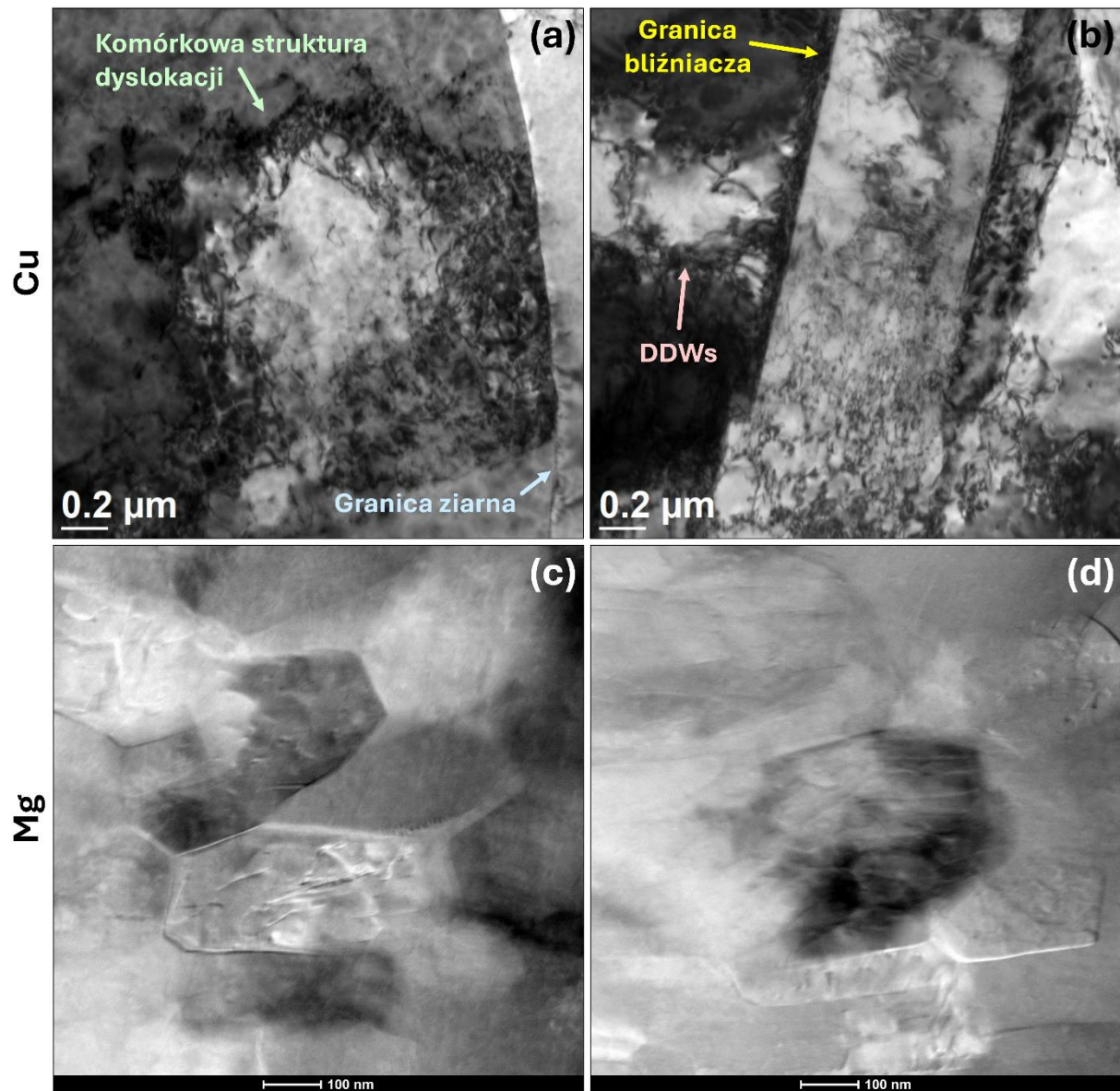
Rys. 7: Wyniki analizy XCT w (a) widoku z góry, (b,c) widoku z boku oraz (d) widoku 3D; (e) skan 3D włókien Mg.

Analiza z wykorzystaniem skaningowej mikroskopii elektronowej połączonej ze spektroskopią promieniowania rentgenowskiego z dyspersją energii (EDS) wykazała wyraźną granicę składu chemicznego Cu/Mg, bez wykrywalnej wzajemnej dyfuzji na granicy faz osnowy Cu i włókien Mg (rys. 8), co wskazuje, że wiązanie międzyfazowe powstałe podczas wytłaczania KoBo miało przede wszystkim charakter mechaniczny, a nie dyfuzyjny. Charakterystyka mikrostruktury wykazała również znaczny stopień zdrowienia wywołanego odkształceniem w osnowie Cu. Transmisyjna mikroskopia elektronowa ujawniła komórki dyslokacyjne i podziarna, odzwierciedlające rozwój zregenerowanej podstruktury podczas wytłaczania KoBo (rys. 9(a) i 9(b)). Natomiast we włóknach Mg rozwinęła się struktura ultradrobnoziarnista o średniej wielkości ziaren wynoszącej około 354 nm (rys. 9(c) i 9(d)).



Rys. 8: (a) Obraz SEM oraz (b) wynik analizy liniowego skanu w poprzek granicy faz Cu/Mg w wytworzonym kompozycie Cu/Mg.

Wytlaczanie KoBo zwiększyło twardość osnowy Cu i włókien Mg odpowiednio o około 43% i 11%, co wynikało z rozdrobnienia ziaren oraz powstania podstruktur wywołanych odkształceniem. Kompozyt charakteryzował się granicą plastyczności w warunkach ściskania wynoszącą około 119 ± 12 MPa, co przede wszystkim odzwierciedlało wczesne uplastycznienie stosunkowo bardziej miękkich włókien Mg oraz wynikającą z tego łączną odpowiedź mechaniczną obu składników. Pomimo obecności defektów wywołanych odkształceniem oraz granic faz Cu/Mg, wytworzony kompozyt zachował przewodność elektryczną na poziomie $52,6 \pm 1,2$ MS/m. Chociaż ciągła osnowa Cu pozostawała główną drogą przewodzenia prądu elektrycznego, niewielkie zmniejszenie przewodności elektrycznej w porównaniu z wyżarzaną czystą Cu przypisano głównie zwiększonemu rozpraszaniu elektronów przez dyslokacje, niedoskonałości sieci krystalicznej oraz granice faz.



Rys. 9: (a,b) Obrazy TEM osnowy Cu; obrazy STEM (c) centralnego i (d) zewnętrznych włókien Mg w wytworzonym kompozycie.