



Politechnika Śląska

Wydział Inżynierii Materiałowej

**Rozszerzone streszczenie rozprawy doktorskiej**

**Effect of selected reactive elements on high temperature  
oxidation behavior of  $\gamma$ - $\gamma'$  Co-based superalloys**

**(Efekt wybranych pierwiastków reaktywnych na wysokotemperaturowe  
utlenianie nadstopów kobaltu typu  $\gamma$ - $\gamma'$ )**

Damian Migas

Promotor: dr hab. inż. Grzegorz Moskal, prof. PŚ.

Promotor pomocniczy: dr inż. Agnieszka Tomaszewska

Katowice, 2023

## Wstęp i teza pracy

Celem niniejszej pracy było określenie wpływu wybranych pierwiastków reaktywnych (La, Nd, Dy, Y) na wysokotemperaturowe utlenianie nadstopów kobaltu typu  $\gamma$ - $\gamma'$ . Co więcej, postanowiono określić w jaki sposób omawiane pierwiastki oddziałują na mikrostrukturę oraz właściwości termiczne stopów.

Nowe nadstopy kobaltu są obiecujące pod kątem znalezienia alternatywy dla dotychczas stosowanych nadstopów na bazie niklu, które są wykorzystywane w wysoko obciążonych elementach turbin gazowych stosowanych w przemyśle lotniczym czy energetyce [1]. Dotychczasowe badania potwierdzają ich duży potencjał dzięki wysokim właściwościom mechanicznym w podwyższonej temperaturze, wysokiej temperaturze topnienia oraz potencjalnie wysokiej stabilności mikrostruktury  $\gamma$ - $\gamma'$  [2-5]. Mankamentem nowych nadstopów na bazie kobaltu jest natomiast dużo niższa odporność na utlenianie w porównaniu do konkurencyjnych nadstopów niklu. Jest to związane głównie z brakiem tworzenia się ochronnych warstw tlenkowych oraz niskiej przyczepności zgorzeli [3, 6].

W toku rozwoju nowej grupy stopów zaproponowano wiele rozwiązań mających na celu zwiększenie odporności na utlenianie, m. in. poprzez dodatek Cr, Si, B, czy innych pierwiastków [7-9]. W przypadku tego ostatniego osiągnięto znaczący efekt wprowadzając pierwiastek w ilości zaledwie 0.12 %at. [7]. Jednym z mechanizmów, które z powodzeniem zostały zastosowane w stopach na bazie Ni czy Fe, a są słabo poznane w przypadku nowych nadstopów kobaltu, jest wprowadzenie niewielkich ilości pierwiastków reaktywnych (z ang. „reactive elements” - RE). Pierwiastki te mogą wspomagać tworzenie się warstwy  $\text{Al}_2\text{O}_3$  [10], poprawiać przyczepność zgorzeli [11], wiązać siarkę, tlen i inne zanieczyszczenia [12], a także poprawiać właściwości mechaniczne zgorzeli oraz zmienić mechanizm jej narastania [10]. Zdecydowana większość publikacji na ten temat dotyczy stopów z grup tzw. „alumina-formers” i „chromia-formers”, natomiast niewiele jest prac dotyczących wpływu pierwiastków reaktywnych na właściwości nowych nadstopów kobaltu, co było motywacją do przeprowadzenia badań. Po analizie danych literaturowych oraz wstępnych wyników badań sformułowano tezę pracy:

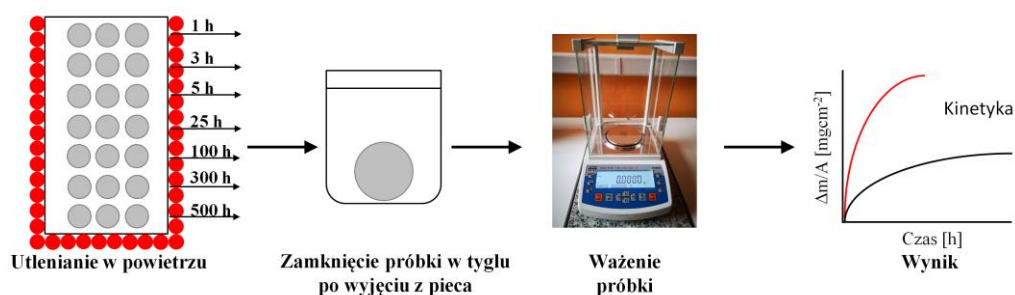
**Wprowadzenie pierwiastków reaktywnych takich jak La, Nd, Dy, Y do stopu Co-9Al-9W (% at.) może w pewnym stopniu prowadzić do wzrostu jego odporności na wysokotemperaturowe utlenianie w warunkach izotermicznych oraz cyklicznych, ale nie zmienia istotnie mechanizmu utleniania stopu oraz nie wpływa na tworzenie się ochronnej warstwy  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .**

## Materiały i metody

Materiałem referencyjnym w pracy doktorskiej był stop Co-9Al-9W (%at.), który jest modelowym stopem kobaltu, w którym możliwe jest uzyskanie mikrostruktury typu  $\gamma$ - $\gamma'$ . Pomimo tego, iż w ostatnich latach opracowano stopy o lepszych właściwościach, jest to wciąż pierwszy i najlepiej przebadany nadstop kobaltu nowej generacji. Do stopu dodawano pierwiastki reaktywne (La, Nd, Dy, Y) w ilościach do 0,1 %at. Stopy wytwarzano za pomocą wytapiania indukcyjnego w próżni i odlewania grawitacyjnego. Stopy poddawano przesycaaniu oraz starzeniu.

W pierwszej kolejności badano mikrostrukturę stopów stanie lanym oraz po obróbce cieplnej, metodami mikroskopii świetlnej, a także mikroskopii elektronowej skaningowej (SEM) oraz transmisyjnej (TEM). Te same metody wykorzystywane były do analizy warstw tlenkowych po utlenianiu izotermicznym. W badaniach wykorzystywano metody dyfrakcyjne, w tym dyfrakcję rentgenowską (XRD), elektronową (SAED), oraz dyfrakcję elektronów wstecznie rozproszonych (EBSD). Przeprowadzono także analizę termiczną stopów metodą skaningowej kalorymetrii różnicowej (DSC) i inne badania pomocnicze.

Najważniejszą część pracy stanowiły badania utleniania cyklicznego oraz izotermicznego, którego schemat przedstawiono na Rysunku 1. Dla każdego stopu, min. 3 próbki były wygrzewane przez 1, 3, 5, 25, 100, 300, 500 h w 700-900 °C, a następnie wyciągane i chłodzone w zamkniętym tygielku, a po wystygnięciu mierzono masę próbki i odpadniętych tlenków. Przyrosty masy [mg] odniesione do pola powierzchni próbki [cm<sup>2</sup>] używane były do dalszych obliczeń. W przypadku utleniania cyklicznego, próbki badano w cyklach 25-godzinnych oraz 1-godzinnych. W obu przypadkach, próbki były wygrzewane, chłodzone poza piecem (szok cieplny), ważone i wkładane z powrotem do pieca. W przypadku cykli długotrwałych, mierzono masę próbki oraz odpadniętych tlenków. Próbki utleniane izotermicznie badano pod kątem mikrostruktury powstałej zgorzeliny.

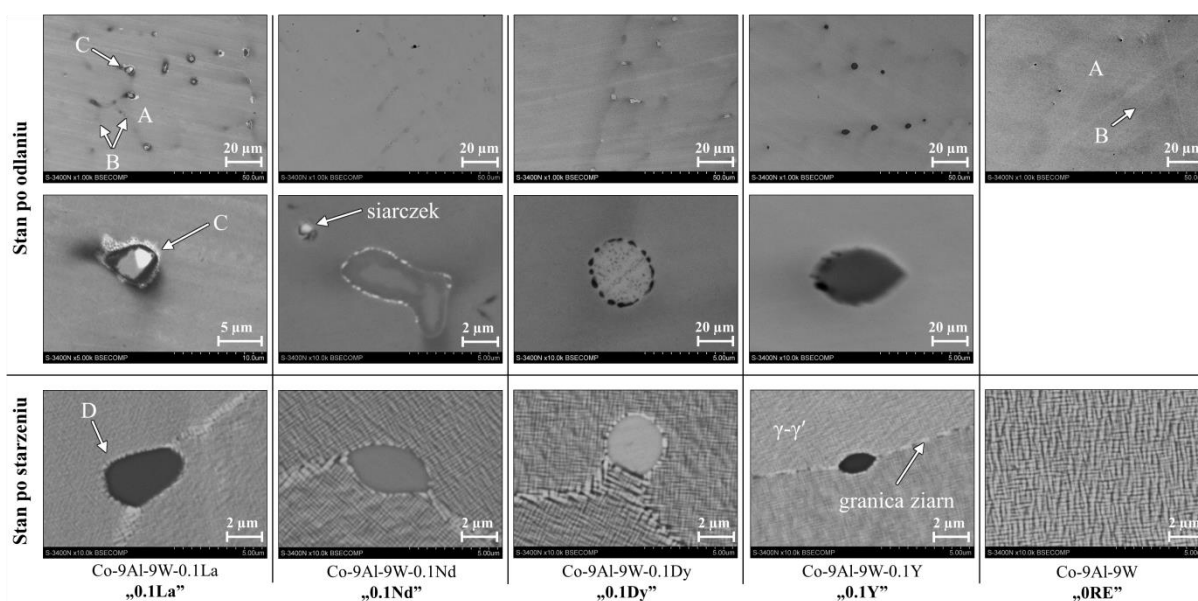


Rysunek 1: Schemat badań utleniania izotermicznego stopów

# Wyniki badań oraz dyskusja

## 2.1 Mikrostruktura stopów oraz analiza termiczna

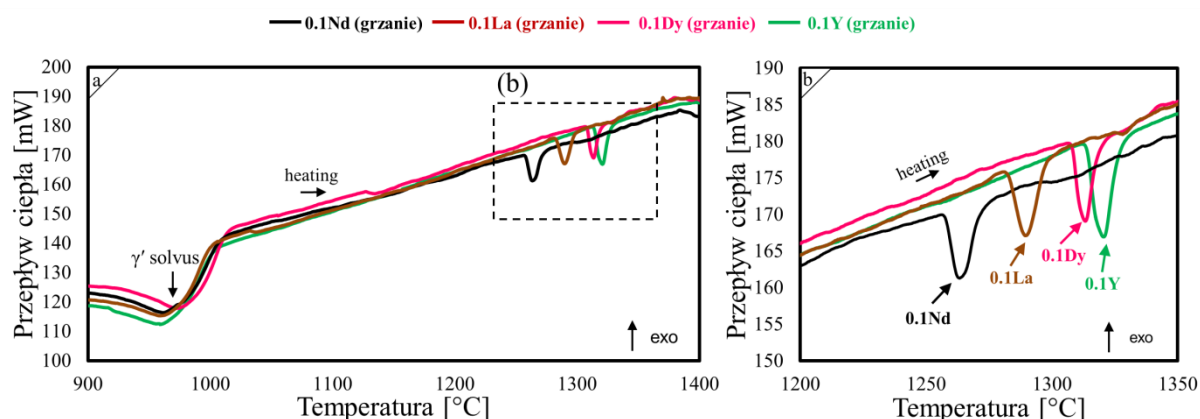
W pierwszym etapie pracy oceniano makrostrukturę oraz mikrostrukturę odlewów oraz badano wpływ RE na mikrostrukturę pierwotną nadstopów kobaltu z układu Co-Al-W (Rysunek 2). Mikrostruktura badanych materiałów to typowa mikrostruktura dendrytyczna składała się z rdzeni dendrytów (A) oraz przestrzeni międzydendrytycznych (B). W przypadku stopu referencyjnego (0RE), przestrzenie międzydendrytyczne były nieznacznie wzbogacone w Al. Podobną mikrostrukturę obserwowano w przypadku stopów zawierających RE, natomiast w przestrzeniach międzydendrytycznych obserwowano również niejednorodnie chemicznie obszary zawierające pierwiastki reaktywne (C). Obserwowano też wtrącenia niemetaliczne, np. siarczki (dla stopu 0.1Nd). W stanie po obróbce cieplnej obserwowano mikrostrukturę typu  $\gamma$ - $\gamma'$  w przypadku wszystkich badanych materiałów, natomiast po granicach ziarn stopów z RE zauważono wydzielenia faz międzymetalicznych (D).



Rysunek 2: Mikrofotografie SEM przedstawiające mikrostrukturę badanych stopów w stanie lanym oraz po obróbce cieplnej.

Omawiane fazy prawdopodobnie charakteryzują się odmienną od pozostałych faz ( $\gamma$  oraz  $\gamma'$ ) strukturą. Są to fazy zawierające głównie kobalt i pierwiastki reaktywne, ale mogą też rozpuszczać w sobie inne składniki, głównie Al (fazy typu  $RE_2M_{17}$ ,  $REM_{13}$ ,  $REM_5$  (RE=La, Nd, Dy, Y; M=Al, Co, W)). Omawiane składniki strukturalne mogą mieć wpływ na odporność na utlenianie stopów, a także na właściwości mechaniczne oraz termiczne. Te ostatnie były przedmiotem badań techniką DSC.

Rysunek 3a przedstawia krzywe DSC stopów zawierających RE, w zakresie 900-1400 °C. Oprócz efektów termicznych związanych z temperaturą solvus fazy  $\gamma'$ , zaobserwowano endotermiczne efekty (Rysunek 3b), które po dogłębnej analizie zostały zinterpretowane jako lokalne nadtapianie stopu w obszarach zawierających fazy bogate w RE. Temperatura w której zachodziło topienie była różna dla wszystkich 4 stopów z RE, ale w każdym przypadku była to wartość dużo niższa niż temperatura solidus stopu bazowego. Zaobserwowano również odwracalne efekty przy chłodzeniu stopów.



Rysunek 3: Krzywe DSC stopów 0.1La, 0.1Nd, 0.1Dy oraz 0.1Y.

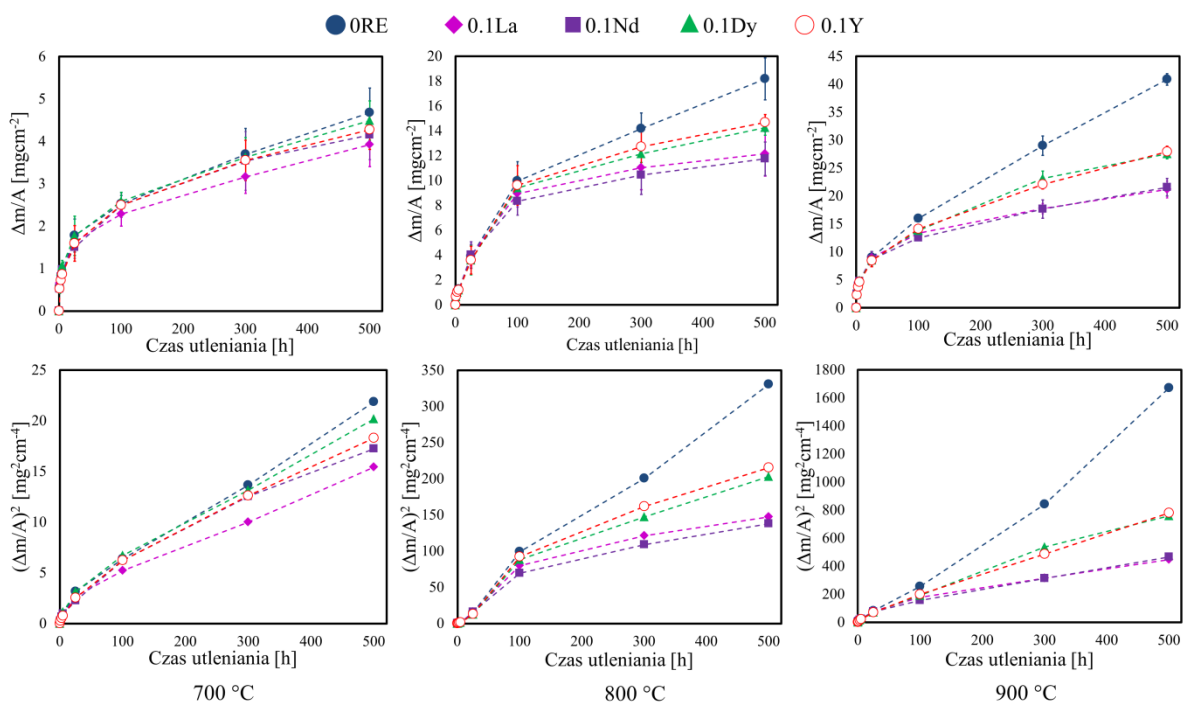
Zaobserwowane zachowanie się stopów zawierających RE w trakcie nagrzewania może być niebezpieczne dla stopu pod kątem jego eksploatacji w wysokiej temperaturze. O ile temperatury pracy rzędu 1260 °C i wyżej są zdecydowanie poza zasięgiem nadstopów kobaltu, to temperatura nadtapiania się w obszarach zawierających RE jest silnie zależna od składu chemicznego i może ulec obniżeniu, co wykazano w pracy.

Wpływ pierwiastków reaktywnych na mikrostrukturę stopów z układu Co-Al-W jest ograniczony do tworzenia się faz międzymetalicznych bogatych w RE oraz do oczyszczania stopu z zanieczyszczeń pierwiastkami o wysokim powinowactwie do pierwiastków reaktywnych (np. tlen, siarka). Nie zauważono rozpuszczania się pierwiastków reaktywnych w fazie  $\gamma'$  ani w roztworze  $\gamma$ -Co, co jest związane z marginalną rozpuszczalnością pierwiastków takich jak La, Nd, Dy, Y, w kobalcie. Wprowadzenie RE nie powoduje znaczącego rozdrobnienia ziarna, natomiast w przypadku stopów zawierających Nd oraz Y zauważono wzrost udziału kryształów równoosiowych w mikrostrukturze pierwotnej.

Przy projektowaniu stopów kobaltu zawierających RE należy mieć na uwadze ich potencjalnie negatywny wpływ na temperaturę pracy oraz na właściwości mechaniczne w podwyższonej temperaturze.

## 2.2 Odporność na utlenianie stopów

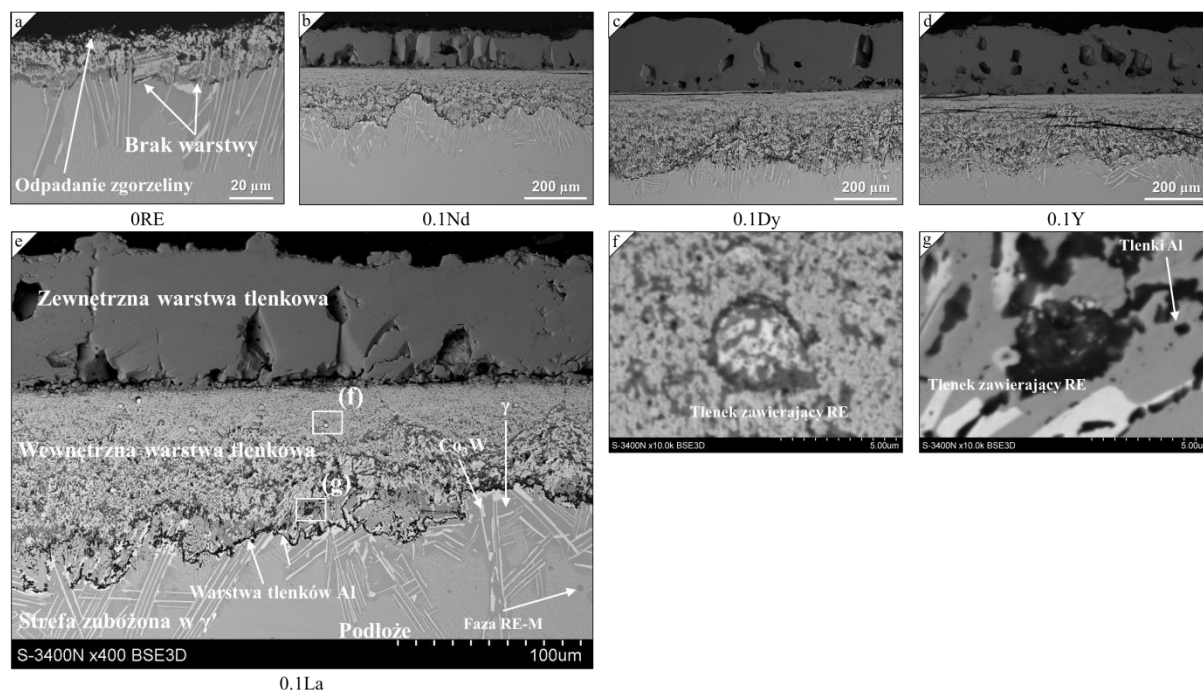
Krzywe utleniania izotermicznego w układzie  $\Delta m/A$  w funkcji czasu utleniania są przedstawione na Rysunku 4. Po przebiegu krzywych można zaobserwować, iż utlenianie stopów w badanym przedziale temperatury przebiega zgodnie z prawem parabolicznym. Co więcej, największą prędkością utleniania charakteryzuje się stop referencyjny. W temperaturze 700 °C, różnica pomiędzy badanymi materiałami była niewielka. Im wyższa temperatura, tym różnica w odporności na utlenianie między stopami zawierającymi RE a stopem referencyjnym zwiększa się. Najwyższą odpornością na utlenianie izotermiczne charakteryzowały się stopy zawierające La oraz Nd.



Rysunek 4: Kinetyka utleniania badanych stopów w warunkach utleniania izotermicznego w 700, 800 oraz 900 °C.

Dla każdego ze stopów wyznaczono paraboliczną stałą szybkości utleniania  $k_p$  (w 700, 800, 900 °C), oraz energię aktywacji procesu utleniania. Po 500 h utleniania zmierzono grubość charakterystycznych warstw w powstałych zgorzelinach. W 900 °C, zgorzelina utworzona na badanych stopach składała się z zewnętrznej porowatej warstwy tlenkowej składającej się z tlenku kobaltu, wewnętrznej warstwy tlenkowej, którą tworzyły spinele kobaltowo-glinowe i kobaltowo-wolframowe oraz tlenek kobaltu, a także ze strefy zubożonej w  $\gamma'$ , gdzie zaobserwować można drobne tlenki lub większe skupiska tlenków glinu, fazę  $\gamma$  oraz charakterystyczne wydzielenia fazy  $\text{Co}_3\text{W}$  o iglastej morfologii. Tworzenie się obszarów

$\gamma/\text{Co}_3\text{W}$  jest rezultatem zubożenia podłoża w glin. Dwie ostatnie obszary tworzą strefę utleniania wewnętrznego. W temperaturze 700 oraz 800 °C obserwowano podobną morfologię warstw tlenkowych, natomiast na granicy wewnętrznej warstwy tlenkowej oraz strefy zubożonej w  $\gamma'$  obserwowano cienkie, nieciągłe warstwy tlenków bogatych w Al. Mikrostrukturę warstw tlenkowych powstałych w 900 °C przedstawiono na Rysunku 5.

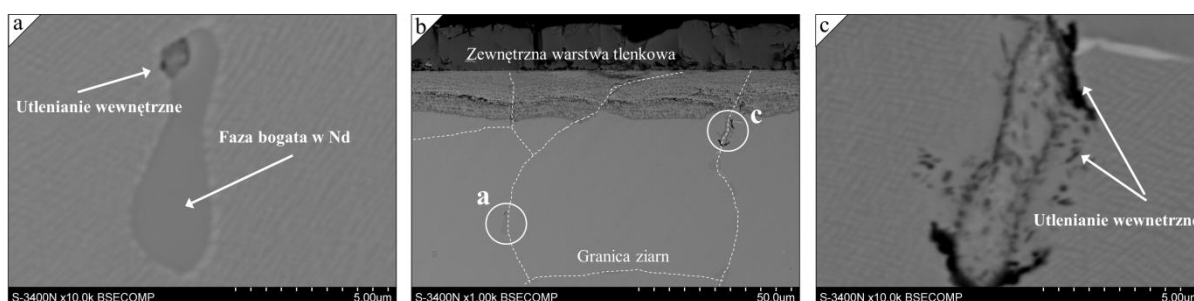


Rysunek 5: Mikrofotografie SEM zgorzelin powstałych na badanych stopach po utlenianiu w 900 °C przez 500 h.

Dla dwóch stopów (0RE oraz 0.1Nd) wykonano badania grubości warstw tlenkowych po 1, 3, 5, 25, 100, 300, oraz 500 h utleniania w 800 i 900 °C. Zaobserwowano, iż w stopie zawierającym Nd, grubość strefy zubożonej w  $\gamma'$  w odniesieniu do pozostałych stref była dużo większa w porównaniu do analogicznych stref w stopie odniesienia. Podobne obserwacje poczyniono dla pozostałych stopów zawierających RE po 500 h utleniania. Opisany stan rzeczy związany jest prawdopodobnie ze zwiększonym utlenianiem glinu w stopach z pierwiastkami reaktywnymi w porównaniu do stopu referencyjnego. Jest to widoczne w strefie zubożonej w  $\gamma'$  (Rysunek 4e), gdzie tlenki glinu widoczne są w postaci nieciągłych warstw o grubości ok. 1 μm lub skoagulowanych wydzieleń. W przypadku stopu odniesienia, ilość tworzonych tlenków Al jest zauważalnie niższa. Może się to przekładać na wyższą odporność na utlenianie stopów zawierających pierwiastki reaktywne.

Warto zauważyć, iż mimo zwiększonej koncentracji tlenków bogatych w Al, nie zauważono tworzenia się ciągłej, ochronnej warstwy  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , która stanowiłaby skuteczną ochronę przed wysokotemperaturowym utlenianiem. Przekłada się to na niewystarczającą odporność na utlenianie stopów zawierających RE, nawet pomimo poprawy względem stopu odniesienia.

Kinetyka utleniania oraz mikrostruktura warstw utlenionych pokazała, iż wprowadzenie pierwiastków reaktywnych nie zmieniło znacząco mechanizmu utleniania stopu z układu Co-Al-W, którego utlenianie odbywa się poprzez odrdzeniowy transport kationów metali oraz dordzeniowy transport utleniacza. Niemniej jednak zaobserwowano pewne różnice. Poza grubością charakterystycznych stref oraz utlenianiem glinu, zanotowano tworzenie się licznych tlenków bogatych w RE. Tlenki te obecne były w strefie utleniania wewnętrznego (Rysunek 5f i 5g) oraz poniżej frontu utleniania wewnętrznego. Omawiane fazy tlenkowe powstawały w wyniku wewnętrznego utleniania. Wewnętrzne utlenianie odbywa się dzięki ułatwionemu transportowi tlenu, w dużej mierze po granicach ziarn (Rysunek 6). Utlenianie faz bogatych w pierwiastki reaktywne ma miejsce już w pierwszych minutach utleniania, kiedy następuje selektywne utlenianie, np. itru do  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , ze względu na wysokie powinowactwo pierwiastków reaktywnych do tlenu. W obszarach tych dochodzi również do wewnętrznego utleniania glinu, co nie zachodzi na takiej głębokości w przypadku stopu referencyjnego. Obszary bogate w tlenki RE tworzą się licznie na granicy wewnętrznej warstwy tlenkowej i podłoża. W obszarze tym często dochodzi do pęknięć w trakcie chłodzenia stopu do temperatury pokojowej. W literaturze znany jest mechanizm kotwiczenia [12], który powoduje wzrost odporności na utlenianie cykliczne stopów tworzących ochronne zgorzeliny  $\text{Al}_2\text{O}_3$  lub  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . W przypadku omawianego mechanizmu, tlenki RE tworzące się wskutek wewnętrznego utleniania poprawiają przyczepność zgorzeliny do podłoża.



Rysunek 6: Mikrofotografie SEM zgorzeliny powstałej na stopie 0.1Nd po 3 h utleniania w  $900\text{ }^\circ\text{C}$ .



Badania utleniania cyklicznego wykazały, iż stopy zawierające pierwiastki reaktywne charakteryzują się wyższą odpornością na utlenianie w warunkach cyklicznie zmieniającej się temperatury. Zależność taką wykazano zarówno w przypadku cykli 25-godzinnych jak i 1-godzinnych. Najwyższą odporność na utlenianie cykliczne zanotowano w przypadku stopów 0.1La oraz 0.1Nd.

Badania mikrostrukturalne wykazały, iż w wewnętrznej strefie tlenkowej, tlenki RE występowały w postaci wolframianów (np.  $Y_2WO_6$ ), które występowały lokalnie, w miejscu występowania fazy międzymetalicznej bogatej w RE, przed utlenianiem. Nie zauważono dyfuzji RE do sąsiadujących obszarów, co sugerowały doniesienia literaturowe [13]. Nie zauważono efektu pierwiastków reaktywnych opisywanego w literaturze poprzez tzw. „model dynamicznej segregacji” [10]. W strefie zubożonej w  $\gamma'$  obserwowano mieszaninę tlenku glinu oraz tlenków typu  $RE_2O_3$  w obszarach wewnętrznego utlenienia faz międzymetalicznych.

Przyczyną poprawy odporności na utlenianie cykliczne stopów Co-Al-W spowodowane wprowadzeniem pierwiastków reaktywnych może być tworzenie się tlenków RE na granicy metal-zgorzelina, mniejsza grubość zgorzeli, większa koncentracja tlenków bogatych w Al w strefie utleniania wewnętrznego oraz wiązanie zanieczyszczeń w stopie przez pierwiastki reaktywne. Druga potencjalna przyczyna wynika z wyższej odporności na utlenianie izotermiczne, choć nawet w przypadku krótkich czasów utleniania, odpadanie zgorzeli było bardziej intensywne w przypadku stopu referencyjnego.

W przypadku modelowego stopu Co-9Al-9W (%at.) utlenianego w 900 °C, nie zaobserwowano tworzenia się warstw tlenków Al, nawet nieciągłych (Rysunek 5a). W stopach zawierających RE zauważono tworzenie się warstw tlenku glinu, co może być spowodowane ułatwioną dyfuzją Al lub utlenianiem wewnętrznym. Ilość tworzącego się tlenku glinu, nawet w stopach 0.1La i 0.1Nd jest niewystarczająca do uzyskania zadowalającej odporności na utlenianie, nawet w niższej temperaturze (800, 700 °C).

## Podsumowanie

W trakcie realizacji badań związanych z pracą dokorską osiągnięto zamierzone cele. Prace eksperymentalne objęły wytworzenie stopu referencyjnego oraz stopów zawierających pierwiastki reaktywne. Przebadano mikrostrukturę wytworzonych materiałów, ich krzywe termiczne oraz odporność materiałów na wysokotemperaturowe utlenianie izotermiczne oraz cykliczne. Zbadano mechanizm utleniania stopów, wyznaczono kinetykę utleniania w 700, 800 oraz 900 °C oraz przeanalizowano mikrostrukturę tworzących się zgorzelin.

Wykazano, iż wprowadzenie pierwiastków reaktywnych do stopów z układu Co-Al-W przyczynia się do poprawy odporności na utlenianie izotermiczne, zwłaszcza w temperaturze 900 °C. Wzrost ten może być związany z formowaniem się tlenków bogatych w glin w strefie utleniania wewnętrznego. W przeciwieństwie do stopu referencyjnego, w stopach z pierwiastkami reaktywnymi zaobserwowano tworzenie się warstw oraz dużych skupisk wspomnianych wcześniej tlenków. Mimo obniżenia prędkości utleniania, należy uznać odporność na utlenianie stopów modyfikowanych za niewystarczającą ze względu na brak tworzenia się ciągłej, ochronnej warstwy  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Pierwiastki takie jak La, Nd, Dy oraz Y praktycznie nie rozpuszczają się w roztworze  $\gamma$ -Co ani w fazie  $\gamma'$ - $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ . Tworzą natomiast fazy międzymetaliczne, głównie na granicach ziarn. Fazy te ulegają selektywnemu, wewnętrznemu utlenianiu, a co za tym idzie, ułatwiony jest transport utleniacza w głąb materiału, gdzie następuje utlenianie glinu oraz pierwiastków reaktywnych po granicach ziaren.

W trakcie utleniania, stopy domieszkowane pierwiastkami reaktywnymi charakteryzują się dużo szerszą strefą utleniania wewnętrznego w stosunku do materiału referencyjnego, wynikającą ze zwiększonego utleniania glinu z podłoża. Liczne tlenki zawierające pierwiastki reaktywne, lokujące się przy granicy podłoże-zgorzelina, mogą mieć wpływ na wzrost przyczepności zgorzeli, objawiający się wzrostem odporności na utlenianie cykliczne.

Wykazano też wpływ pierwiastków reaktywnych na nowe nadstopy kobaltu w postaci wiązania zanieczyszczeń (siarka), a także możliwości występowania lokalnych nadtopień w temperaturze niższej niż solidus modelowego stopu Co-9Al-9W (% at.). Aspektami pozostającymi do dalszego rozważenia jest wpływ omawianych pierwiastków na właściwości mechaniczne nadstopów kobaltu typu  $\gamma$ - $\gamma'$  oraz ich wpływ na utlenianie niedawno opracowanych wieloskładnikowych stopów zaliczających się do grupy „alumina-formers”.

## Wnioski

- Wprowadzenie pierwiastków reaktywnych (np. La, Nd, Dy, Y) może prowadzić do poprawy odporności na utlenianie stopów z układu Co-Al-W, chociaż poprawa nie jest wystarczająca ze względu na brak tworzenia się ochronnej zgorzeliny. Wewnętrzne warstwy tlenków ochronnych obserwowano jedynie lokalnie.
- Stopy zawierające RE charakteryzują się narastaniem zgorzelin o niższej grubości, natomiast o relatywnie szerokiej strefie utleniania wewnętrznego. Stopy te nie wykazują istotnej różnicy w mechanizmie utleniania w porównaniu do stopu referencyjnego. Jest to mechanizm inny niż w przypadku stopów z grupy „alumina-forming”.
- Największą poprawę odporności na utlenianie uzyskano w 900 °C, prawdopodobnie poprzez tworzenie się licznych obszarów i nieciągłych warstw bogatych w tlenki Al, które tworzyły się dzięki ułatwionemu utlenianiu glinu w stopach domieszkowanych.
- Stopy z RE wykazywały wyższą odporność na utlenianie w warunkach cyklicznych. Może być to spowodowane niższą prędkością utleniania oraz tworzeniem się tlenków RE na granicy zgorzelina-metal.
- W stopach Co-Al-W zawierających pierwiastki reaktywne nie zaobserwowano typowego efektu pierwiastków reaktywnych, który jest opisany w literaturze. Nie zaobserwowano segregacji RE, tlenki zawierające te pierwiastki tworzyły się tylko wskutek wewnętrznego utleniania faz międzymetalicznych lub reakcje w stanie stałym w lokalnych obszarach.
- Pierwiastki takie jak La, Nd, Dy oraz Y wiążą siarkę w badanych stopach kobaltu przez co ograniczają jej mobilność w trakcie utleniania. Ma to przełożenie na zwiększoną odporność na utlenianie cykliczne stopów z grupy „alumina formers”, ale wymaga potwierdzenia w przypadku nowych nadstopów kobaltu.
- Pierwiastki reaktywne tworzą fazy międzymetaliczne z Co i innymi składnikami stopowymi, a nie rozpuszczają się w nich. Fazy te znajdują się na granicach ziarn i mogą wpływać negatywnie na temperaturę pracy stopu poprzez lokalne nadtapianie, gdyż temperatura ich topnienia jest niższa niż temperatura topnienia roztworu  $\gamma$ -Co. Mogą też mieć istotny wpływ na właściwości mechaniczne stopów. Doniesienia literaturowe na ten temat są sprzeczne, dlatego dalsze badania w tym zakresie są konieczne w celu optymalizacji ich zawartości w stopie.

## Literatura

- [1] J. Sato, T. Omori, K. Oikawa, I. Ohnuma, R. Kainuma, K. Ishida: Cobalt-base high-temperature alloys *Science*, 312 (2006), 90-91.
- [2] T.M. Pollock, J. Dibbern, M. Tsunekane, J. Zhu, A. Suzuki: New Co-based  $\gamma$ - $\gamma'$  high-temperature alloys *Jom J. Min. Met. Mat. S.*, 62 (1) (2010), 58-63.
- [3] A. Suzuki, H. Inui, T. M. Pollock, L12-Strengthened Cobalt-Base Superalloys, *Annual Review of Materials Research*, 45 (2015) 345-368.
- [4] S. K. Makineni, M. P. Singh, K. Chattopadhyay, Low-Density: High-Temperature Co Base Superalloys, 51 (2021), 187-208.
- [5] H. Mughrabi: The importance of sign and magnitude of  $\gamma/\gamma'$  lattice misfit in superalloys—with special reference to the new  $\gamma'$ -hardened cobalt-base superalloys, *Acta Materialia*, 81 (2014), 21-29.
- [6] D. Migas, G. Moskal, H. Myalska, T. Mikuszewski: The effect of alloying elements on oxide scale spallation of multicomponent Co-based superalloys, *Corrosion Science*, 192 (2021), 109787.
- [7] L. Klein, Y. Shen, M.S. Killian, S. Virtanen Effect of B and Cr on the high temperature oxidation behaviour of novel  $\gamma$ -strengthened Co-base superalloys, *Corrosion Science*, 53 (2011), 2713-2720
- [8] L. Klein, A. Bauer, S. Neumeier, M. Göken, S. Virtanen: High temperature oxidation of strengthened Co-base superalloys, *Corrosion Science*, 53 (2011), 2027-2034.
- [9] L. Klein, M.S. Killian, S. Virtanen: The effect of nickel and silicon addition on some oxidation properties of novel Co-based high temperature alloys, *Corrosion Science*, 69 (2013), 43-49.
- [10] B. A. Pint: Experimental observations in support of the dynamic-segregation theory to explain the reactive-element effect, *Oxidation of Metals*, 45 (1996), 1-37.
- [11] F. A. Golightly, F. H. Stott, and G. C. Wood: The influence of yttrium additions on the oxide-scale adhesion to an iron-chromium-aluminum alloy, *Oxidation of Metals*, 10 (1976), 163–187.
- [12] J. L. Smialek: Invited Review Paper in Commemoration of Over 50 Years of Oxidation of Metals: Alumina Scale Adhesion Mechanisms: A Retrospective Assessment, *Oxidation of Metals*, 97, 1-50 (2022).
- [13] L. Klein, S. Virtanen: Corrosion properties of novel  $\gamma'$ -strengthened Co-base superalloys, *Corrosion Science*, 66 (2013), 233-241.