

УДК 539.3; 669.245

## ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЖАРОСТОЙКОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Co-Al-W-Ta ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ С ПЛОСКИМ ФРОНТОМ

© 2025 г. А. И. Епишин<sup>а,\*</sup>, Н. В. Петрушин<sup>б</sup>,  
И. Л. Светлов<sup>б</sup>, Е. С. Елютин<sup>б</sup>, Д. С. Лисовенко<sup>с,\*\*</sup>

<sup>а</sup>Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
им. А.Г. Мерджанова РАН, Черноголовка, Московская область, Россия

<sup>б</sup>Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов  
Национального исследовательского центра Курчатовский институт,  
Москва, Россия

<sup>с</sup>Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия

\*E-mail: a.epishin2021@gmail.com, \*\*e-mail: lisovenk@ipmnet.ru

Поступила в редакцию 14.08.2024 г.

После доработки 21.08.2024 г.

Принята к публикации 22.08.2024 г.

Методом направленной кристаллизации с плоским фронтом были выращены монокристаллы кобальтового сплава Co<sub>8.4</sub>Al<sub>9.4</sub>W<sub>1.9</sub>Ta, ат. % с осевой макросегрегацией вольфрама и алюминия (градиентные отливки). Из полученных монокристаллов на разных высотах отливки были вырезаны мини-образцы разного химического состава для испытаний на сжатие и жаростойкость. В результате испытаний, проведенных при 900 °С, было установлено, что вольфрам повышает предел текучести сплава, тогда как алюминий улучшает его сопротивление окислению. Показано, что метод направленной кристаллизации с плоским фронтом может эффективно применяться для оптимизации физико-механических характеристик многокомпонентных сплавов металлов.

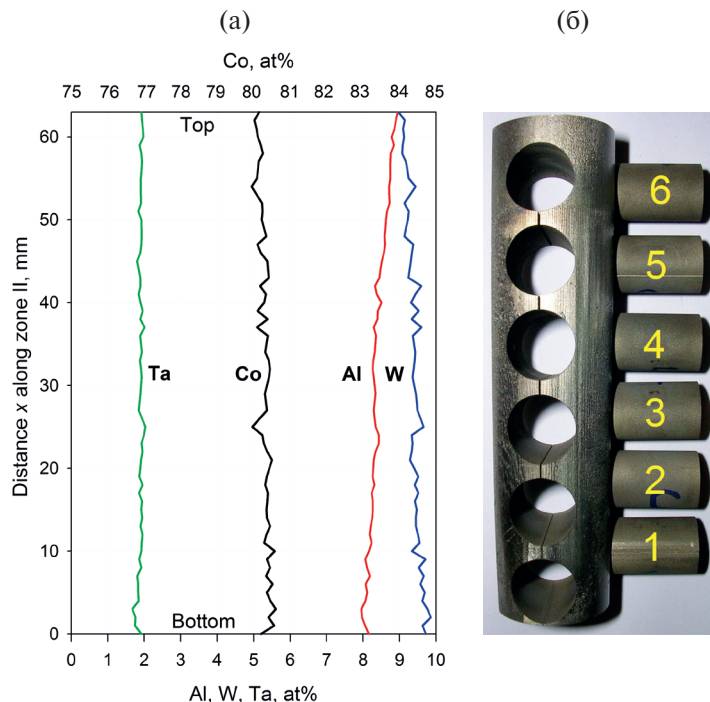
*Ключевые слова:* кобальтовые жаропрочные сплавы, направленная кристаллизация с плоским фронтом, макросегрегация, предел текучести, жаростойкость

DOI: 10.31857/S1026351925010142, EDN: SZLSMY

**1. Введение.** Основными жаропрочными материалами, используемыми для изготовления деталей горячего тракта авиационных газотурбинных двигателей и стационарных энергетических газовых турбин, являются никелевые жаропрочные сплавы с  $\gamma/\gamma'$ -микроструктурой. Высокая жаропрочность этих сплавов достигается за счет упрочнения сложнелегированного  $\gamma$ -твердого раствора никеля (матрица, кристаллическая структура

Al) дисперсными  $\gamma'$ -выделениями — фаза на основе интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (упорядоченная кристаллическая структура  $\text{L1}_2$ ). Улучшение конструкции газотурбинных двигателей и энергетических газовых турбин сопровождается поиском новых материалов с более высокими служебными характеристиками. В качестве альтернативы никелевым жаропрочным сплавам рассматриваются кобальтовые сплавы с аналогичной  $\gamma/\gamma'$ -микроструктурой, в которых матрицей является  $\gamma$ -твердый раствор кобальта, а упрочнителем — интерметаллидные выделения  $\text{Co}_3\text{Al}$  ( $\gamma'$ -фаза), подобно как и в никелевых жаропрочных сплавах. Однако в бинарной системе Co-Al выделения  $\text{Co}_3\text{Al}$  являются метастабильными, что неприемлемо для высокотемпературного применения. В 2006 г. проф. Ишида с коллегами из университета Тохоку, Япония, показали, что термическую стабильность  $\gamma'$ -выделений в кобальтовых сплавах можно обеспечить путем легирования кобальтового сплава вольфрамом, при котором образуются стабильные  $\gamma'$ -выделения со стехиометрией  $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$  [1]. Для повышения температуры  $\gamma'$ -сольвуса было предложено дополнительно легировать кобальтовый сплав танталом. В итоге был предложен экспериментальный кобальтовый сплав следующего химического состава —  $\text{Co}_{8.8}\text{Al}_{9.8}\text{W}_2\text{Ta}$ , ат. %. После публикации результатов работы [1] начались многочисленные исследования сплавов предложенной системы [2–12], в частности исследование влияния легирующих элементов на физико-механические свойства. Целью настоящей работы являлось изучение влияния небольших вариаций базового состава сплава  $\text{Co}_{8.8}\text{Al}_{9.8}\text{W}_2\text{Ta}$ , ат. %, на сопротивление пластической деформации и жаростойкость при температуре 900 °C, которая рассматривается как возможная рабочая температура кобальтовых сплавов в случае их применения в качестве материала крупногабаритных лопаток энергетических газовых турбин. Для повышения эффективности исследований в работе был применен метод высокоградиентной направленной кристаллизации с плоским фронтом, который позволяет получать градиентные отливки с изменяющимся химическим составом [13].

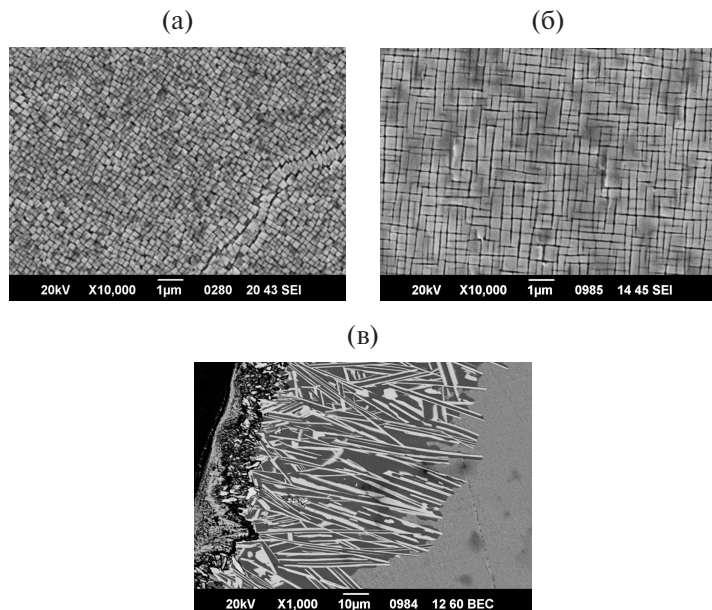
**2. Материал и методика эксперимента.** Как указано в введении, объектом настоящего исследования являлся кобальтовый сплав  $\text{Co}_{8.8}\text{Al}_{9.8}\text{W}_2\text{Ta}$ , ат. %, предложенный в работе [1]. Первичный сплав выплавляли в вакуумно-индукционной печи по стандартной технологии [14], после чего химический состав выплавленного сплава проверяли на атомно-абсорбционном спектрометре. Результаты анализа показали, что выплавленный сплав имеет химический состав, близкий к планируемому:  $\text{Co}_{8.4}\text{Al}_{9.4}\text{W}_{1.9}\text{Ta}$ , ат. %. Температуры  $\gamma'$ -сольвуса  $T_{\text{solv}}$ , солидуса  $T_S$ , ликвидуса  $T_L$  сплава измеряли методом дифференциального термического анализа в атмосфере гелия со скоростями нагрева-охлаждения 20 °C/мин. В результате измерений были получены значения температур  $T_{\text{solv}}=1095$  °C,  $T_S=1380$  °C и  $T_L=1441$  °C, хорошо согласующиеся с литературными данными [1, 3]. Две цилиндрические отливки сплава диаметром 18–20 мм и высотой около 90 мм были получены путем медленной высокоградиентной направленной кристаллизации (НК) по методу Бриджмена-Стокбаргера в лабораторной печи. Температурный градиент на фронте роста расплава/твердая фаза составлял  $G=12\text{--}15$  °C/мм, а скорость вытяжки керамической формы с расплавом —  $R=6$  мм/ч.



**Рис. 1.** Градиентная отливка кобальтового сплава: (а) Распределение легирующих элементов в зоне II, МРСА; (б) Схема электроэрозионной вырезки цилиндрических мини-образцов разного химического состава для испытаний на сжатие.

При кристаллизации в таких условиях получали отливки с тремя характерными микроструктурными зонами. Внизу иверху отливок — стартовая и конечная зоны (соответственно зоны I и III) с дендритно-ячеистой структурой. Между ними располагалась зона II, протяженностью 60–70 мм, закристаллизованная с плоским фронтом, в которой сформировалась монокристаллическая структура с макроскопическим градиентом легирующих элементов вдоль продольной оси отливки. Эти части отливок использовались в дальнейших исследованиях.

Макроскопическую ликвацию легирующих элементов вдоль оси отливки исследовали методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) в волнодисперсионном рентгеновском микроанализаторе. Измерения проводили с шагом 1 мм вдоль пяти параллельных вертикальных линий сканирования, отстоящих друг от друга по горизонтали на расстоянии 1 мм. Таким образом, на каждой высоте отливки усредняли результаты пяти измерений. Результаты измерений представлены на рис. 1а. Видно, что концентрация алюминия  $c_{Al}$  повышается по высоте зоны II с 8 до 9 ат. %, тогда как концентрация вольфрама  $c_W$  понижается с 9.8 до 9 ат. %. Концентрационные градиенты этих элементов, усредненные по высоте зоны II отливки, равны  $dc_{Al}/dx \approx +0.16$  ат. %/см и  $dc_W/dx \approx -0.12$  ат. %/см. Об аналогичной, но дендритной микросегрегации



**Рис. 2.** Микроструктура отливки кобальтового сплава, СЭМ. (а) После двухступенчатой термической обработки 1300 °С/24 ч и 700 °С/48 ч; (б, в) После выдержки при 900 °С в течение 500 ч в центральной (б) и приповерхностных (в) областях.

в кобальтовом сплаве Co9Al9W в литом состоянии сообщается в работе [11]. Изменение концентраций тантала и базового элемента кобальта по высоте зоны II мало.

Градиентные отливки подвергали гомогенизации в вакууме при 1300 °С в течение 24 ч с последующим старением при 700 °С в течение 48 ч, после чего их исследовали в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ). На СЭМ изображении, представленном на рис. 2а, видно, что после такой термической обработки в сплаве сформировалась регулярная  $\gamma/\gamma'$ -микроструктура с кубическими  $\gamma'$ -выделениями размером около 0.2 мкм.

Первая градиентная отливка сплава Co8.8Al9.8W2Ta ат. % была использована для исследования сопротивления пластической деформации. Из зоны II этой отливки методом электроэрозии на проволоочно-вырезном станке были вырезаны 6 цилиндрических мини-образцов для испытаний на сжатие, см. рис. 1б. Вырезку осуществляли перпендикулярно оси отливки на различных высотах  $x$  для получения образцов с различным химическим составом, см. график  $c_i = f(x)$  на рис. 1а. Образцы имели диаметр 10 мм и длину 15 мм. Осевая кристаллографическая ориентация образцов была близка к [110]. Механические испытания образцов проводили в вакуумной испытательной машине Gleeble 3800 при 900 °С. Образцы деформировали на сжатие со скоростью  $\dot{\epsilon} = -10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Температуру контролировали термопарой К-типа (Ni10Cr-Ni5Al) с точностью  $\pm 2$  °С. Термопару приваривали непосредственно к образцу в его центральной части. Нагрев образцов осуществляли резистивным методом

путем пропускания тока через образец вдоль его оси. Для уменьшения градиента температурного поля между торцевыми поверхностями образца и сжимающих цилиндрических толкателей помещали высокорезистивные прокладки из графитовой фольги толщиной 0.1 мм. Для уменьшения трения между прижимающимися поверхностями фольгу с обеих сторон смазывали графитовой смазкой.

Вторая градиентная отливка были использована для изучения жаростойкости кобальтового сплава при температуре 900 °С. С этой целью зона II этой отливки была поперечно разрезана на 6 заготовок разного химического состава в форме дисков толщиной около 8 мм, из которых затем механической обработкой, включающей на последнем этапе шлифование поверхности, изготавливали цилиндрические образцы диаметром  $9.92 \pm 0.02$  мм и длиной  $7.96 \pm 0.02$  мм. Масса образцов составляла  $6.22 \pm 0.04$  г. Жаростойкость исследовали путем периодического отжига образцов в воздушной печи при 900 °С, последующего охлаждения их вне печи до комнатной температуры и измерения увеличения массы образцов вследствие роста окисного слоя. В процессе испытаний образцы находились в алундовых тиглях, закрытых крышками. Периодический отжиг включал 7 циклов “нагрев-охлаждение”, суммарные времена отжигов составляли: 25, 50, 100, 200, 300, 400 и 500 ч. Жаростойкость оценивали по увеличению массы образца  $\Delta m$ , отнесенной к первоначальной площади окисляемой поверхности образца  $S$ . Взвешивание образцов после окисления проводили на прецизионных аналитических весах с погрешностью  $\pm 0.1$  мг.

**3. Результаты и обсуждение.** В качестве характеристики сопротивления пластической деформации использовали как обычно предел текучести  $\sigma_{0.2}$  — напряжение, при котором остаточная пластическая деформация образца составляла 0.2%. Результаты испытаний представлены на рис. 3а. Из представленного графика следует, что образцы № 3–5, соответствующие верхней и средней частям зоны II градиентного слитка, обладают примерно одинаковым сопротивлением пластической деформации, величина их предела текучести  $\sigma_{0.2} \approx 510$  МПа. В нижней же части зоны II (образцы № 1 и 2) наблюдается повышение предела текучести до максимального значения 560 МПа, соответствующего образцу № 1. Наблюдаемое увеличение предела текучести, измеренного на разных высотах слитка, соответствует повышению концентрации вольфрама  $C_W$  в сплаве, ср. графики на рис. 3а и рис. 1а. Такая корреляция между  $\sigma_{0.2}$  и  $C_W$  логична, так как вольфрам является эффективным упрочнителем твердых растворов металлов [15] — вследствие большого атомного размера он сильно искажает кристаллическую решетку сплава и, таким образом, затрудняет движение деформационных дислокаций. Вольфрам имеет низкий коэффициент диффузии  $D_W^{Co}$  в рассматриваемой системе на основе кобальта [12], что важно для обеспечения эффекта твердорастворного упрочнения при высоких температурах. Расчеты с использованием теории функционала плотности (DFT) показывают, что повышение концентрации вольфрама в  $Co_3(Al,W)$  увеличивает энергию антифазной границы  $\gamma_{APB}$  в упорядоченной решетке этого интерметаллида [8], то есть повышает напряжение, которое

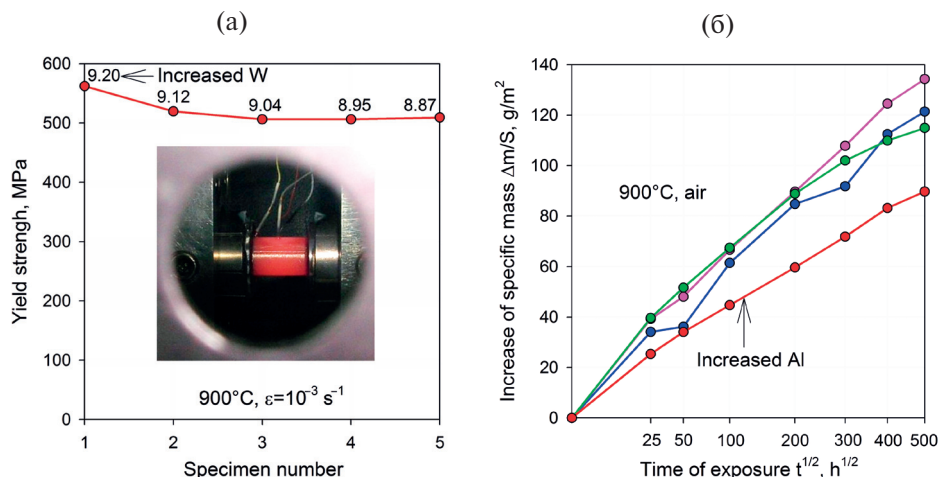


Рис. 3. Результаты испытаний на сжатие и жаростойкость образцов сплава Co-Al-W-Ta при 900 °С: (а) Влияние содержания вольфрама на предел текучести. Вставка показывает нагрев и деформирование мини-образца сплава в вакуумной испытательной машине Gleeble 3800. (б) Влияние содержания алюминия на жаростойкость. Изменение удельной массы образцов  $\Delta m/S$  в зависимости от времени выдержки  $t$ .

требуется приложить к дислокациям для перерезания ими упрочняющих  $\gamma'$ -частиц.

На рис. 3б показаны результаты исследования на жаростойкости образцов сплава Co-Al-W-Ta при температуре 900 °С. Видно, что кинетика окисления хорошо описывается обычным для таких экспериментов параболическим законом  $\Delta m/S \sim t^{1/2}$ . Из представленных графиков следует, что образцы № 1, 3, 4, соответствующие нижней и средней частям отливки, имеют приблизительно равное сопротивление окислению, тогда как образец № 6 из верхней части отливки, где концентрация алюминия повышена, окисляется существенно медленнее. Такая разница в жаростойкости образцов логична — алюминий реагирует с кислородом воздуха и образует защитный слой  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , таким образом, повышая сопротивление окислению. Отметим, что повышенная скорость окисления исследованных кобальтовых сплавов (меньшая жаростойкость) в сравнении с промышленными никелевыми жаропрочными сплавами обусловлена как более низкой жаростойкостью самого кобальта, так и наличием в составе никелевых сплавов хрома, значительно повышающего сопротивление окислению [16, 17].

Исследование микроструктуры образцов сплава Co-Al-W-Ta, окисленных при 900 °С, показало, что в процессе отжига сохраняется фазовый состав  $\gamma/\gamma'$ , но частицы упрочняющей  $\gamma'$ -фазы огрубляются. После 500 часов отжига размер  $\gamma'$ -частиц увеличился с  $\approx 0.2$  мкм (исходное состояние) до 0.3–0.35 мкм, ср. рис. 2а и 2б. В приповерхностной же зоне образцов после отжига 900 °С/500 ч наблюдалось изменение фазового состава сплава, см. рис. 2в. Вблизи поверхности под оксидным слоем образовалась зона толщиной около 1–2 мкм состава  $\text{Co}_{5.8}\text{Al}_{9.3}\text{W}_{1.6}\text{Ta}$ , ат. %. За ней следует зона протяженностью

около 6 мкм, состоящая из матрицы состава  $\text{Co}_{8.9}\text{Al}_{5.1}\text{W}_{0.4}\text{Ta}$ , ат. % и пластинчатых выделений фазы состава  $75.1\text{Co}_{1.6}\text{Al}_{19.0}\text{W}_{4.3}\text{Ta}$ , ат. % (светлая фаза на рис. 2в). Далее простирается обычная двухфазная  $\gamma/\gamma'$ -микроструктура. Подобную структуру приповерхностного слоя после окисления наблюдали в кобальтовых сплавах и в других работах, например, [2]. Из сравнения базового состава сплава  $\text{Co}_{8.8}\text{Al}_{9.8}\text{W}_{2}\text{Ta}$ , ат. % с составом приповерхностной зоны  $\text{Co}_{5.8}\text{Al}_{9.3}\text{W}_{1.6}\text{Ta}$ , ат. % следует, что в приповерхностной зоне концентрация алюминия понизилась с 8.8 до 5.8 ат. %. Это, очевидно, связано с диффузионным оттоком алюминия к поверхности для образования защитного слоя  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Вследствие такого изменения состава вместо исходной упрочняющей фазы  $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$  образуется фаза  $\text{Co}_3\text{X}$ , где  $\text{X} = 19.0\text{W} + 4.3\text{Ta} + 1.6\text{Al}$ , ат. %, близкая по составу к интерметаллиду  $\text{Co}_3\text{W}$  (гексагональная структура  $\text{D}_{019}$ ).

**Заключение.** Монокристаллические градиентные отливки из четырехкомпонентного кобальтового сплава  $\text{Co}_{8.4}\text{Al}_{9.4}\text{W}_{1.9}\text{Ta}$  были направленно закристаллизованы с высоким температурным градиентом  $G = 12\text{--}15^\circ\text{C}/\text{мм}$  на фронте расплав/твердая фаза и низкой скоростью вытяжки формы с расплавом —  $R = 6\text{ мм}/\text{ч}$ . В этих условиях в процессе кристаллизации наблюдалась частичная (для W и Al) макросегрегация легирующих элементов по высоте отливки. В процессе кристаллизации алюминий оттеснялся из твердой фазы и его содержание в расплаве повышалось с увеличением доли закристаллизовавшегося сплава, вольфрам же напротив оттеснялся в твердую фазу и его содержание в расплаве понижалось. При этом тантал и кобальт незначительно сегрегировали в ходе направленной кристаллизации и их концентрации по высоте отливок оставались приблизительно постоянными.

Из градиентных отливок на различных высотах были вырезаны мини-образцы разного химического состава для проведения испытаний при  $900^\circ\text{C}$ : механических на сжатие со скоростью деформации  $\dot{\varepsilon} = -10^{-3}\text{ с}^{-1}$  и циклическую жаростойкость с суммарными выдержками 25, 50, 100, 200, 300, 400 и 500 ч. Результаты испытаний показали, что увеличение концентрации алюминия с 8 до 9 ат. % снижает скорость окисления сплава примерно на 30%, тогда как увеличение концентрации вольфрама с 9 до 9.8 ат. % повышает предел текучести  $\sigma_{0.2}$  с 510 МПа до 560 МПа.

В результате проведенных исследований, было продемонстрировано, что метод высокоградиентной направленной кристаллизации с плоским фронтом роста может эффективно применяться для оптимизации физико-механических характеристик многокомпонентных сплавов металлов.

Работа выполнена по темам госзадания ИСМАН РАН (номер госрегистрации FFSZ-2025-0003) и ИПМех РАН (номер госрегистрации 124013000674-0).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sato J., Omori T., Oikawa K. et al. Cobalt-base high-temperature alloys // Science. 2006. V. 312. № 5770. P. 90–91.  
<https://doi.org/10.1126/science.1121738>
2. Pollock T.M., Dibbern J., Tsunekane M. et al. New Co-based  $\gamma/\gamma'$  high-temperature alloys // JOM. 2010. V. 62. № 1. P. 58–63.  
<https://doi.org/10.1007/s11837-010-0013-y>

3. *Bauer A., Neumeier S., Pyczak F. et al.* Microstructure and creep strength of different  $\gamma/\gamma'$ -strengthened Co-base superalloy variants // *Scripta Mater.* 2010. V. 63. № 12. P. 1197–1200.  
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.08.036>
4. *Meher S., Yan H.-Y., Nag S. et al.* Solute partitioning and site preference in  $\gamma/\gamma'$  cobalt-base alloys // *Scripta Mater.* 2012. V. 67. № 10. P. 850–853.  
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.08.006>
5. *Koßmann J., Zenk C.H., Lopez-Galilea I. et al.* Microsegregation and precipitates of an as-cast Co-based superalloy—microstructural characterization and phase stability modelling // *J. Mater. Sci.* 2015. V. 50. P. 6329–6338.  
<https://doi.org/10.1007/s10853-015-9177-8>
6. *Petrushin N., Hvatziy K., Gerasimov V. et al.* A single-crystal Co-base superalloy strengthened by  $\gamma'$  precipitates: structure and mechanical properties // *Adv. Eng. Mater.* 2015. V. 17. № 6. P. 755–760.  
<https://doi.org/10.1002/adem.201500088>
7. *Епишин А.И., Петрушин Н.В., Линк Т. и др.* Исследование термической стабильности структуры кобальтового жаропрочного сплава, упрочненного интерметаллидными выделениями  $\gamma'$ -фазы // *ДиРМ.* 2015. № 3. С. 17–22.
8. *Saal J.E., Wolverson C.* Energetics of antiphase boundaries in  $\gamma'$  Co<sub>3</sub>(Al,W)-based superalloys // *Acta Mater.* 2016. V. 103. P. 57–62.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.10.007>
9. *Midtlyng J., Epishin A.I., Petrushin N.V. et al.* Creep behavior of a  $\gamma'$ -strengthened Co-base alloy with zero  $\gamma/\gamma'$ -lattice misfit at 800 °C, 196 MPa // *J. Mater. Res.* 2017. V. 32. № 24. P. 4466–4474.  
<https://doi.org/10.1557/jmr.2017.424>
10. *Epishin A., Petrushin N., Nolze G. et al.* Investigation of the  $\gamma'$ -strengthened quaternary Co-based alloys Co–Al–W–Ta // *Metall. Mater. Trans. A.* 2018. V. 49. P. 4042–4057.  
<https://doi.org/10.1007/s11661-018-4756-3>
11. *Tomaszewska A., Oleksiak B.* Microstructural characteristics of new type  $\gamma$ - $\gamma'$  Co–9Al–9W cobalt-based superalloys in as-cast state // *Metalurgija.* 2018. V. 57. № 1–2. P. 91–94.  
<https://hrcak.srce.hr/file/278975>
12. *Epishin A., Chyrkin A., Nolze G. et al.* Interdiffusion in the face-centered cubic phase of the Co–Al–W–Ta system between 1090 and 1240 °C // *JPED.* 2018. V. 39. P. 176–185.  
<https://doi.org/10.1007/s11669-018-0620-9>
13. *Виздорович В.Н., Вольпян А.Е., Курдюмов Г.М.* Направленная кристаллизация и физико-химический анализ. М.: Химия, 1976. 200 с.
14. *Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Ругин В.Е.* Металлургия литейных жаропрочных сплавов: технология и оборудование. М.: ВИАМ, 2016. 368 с.
15. *Mishima Y., Ochiai S., Hamao N. et al.* Solid solution hardening of Nickel – role of transition metal and B-subgroup solutes // *Trans. Jpn. Inst. Met.* 1986. V. 27. № 9. 656–664.  
<https://doi.org/10.2320/matertrans1960.27.656>
16. *Авиационные материалы: справочник в 13 т. Т. 3. Литейные жаропрочные и интерметаллидные сплавы на никелевой основе. 7-е изд., перераб. и доп. М.: НИЦ “Курчатовский институт”—ВИАМ, 2022. 192 с.*
17. *Никитин В.И.* Коррозия и защита лопаток газовых турбин. М.: Машиностроение, 1987. 272 с.

# INVESTIGATION OF RESISTANCE TO PLASTIC DEFORMATION AND OXIDATION OF SINGLE-CRYSTALS OF CO-AL-W-TA ALLOY DIRECTIONALLY SOLIDIFIED WITH A FLAT FRONT

A. I. Epishin<sup>a, \*</sup>, N. V. Petrushin<sup>b</sup>, I. I. Svetlov<sup>b</sup>,  
E. S. Elyutin<sup>b</sup>, D. S. Lisovenko<sup>c, \*</sup>

<sup>a</sup>*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,  
Chernogolovka, Moscow Region, 142432 Russia*

<sup>b</sup>*All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials, National Research Center  
Kurchatov Institute, Moscow, 105005 Russia*

<sup>c</sup>*Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics RAS, Moscow, 119526 Russia*

\*E-mail: a.epishin2021@gmail.com, \*\*e-mail: lisovenk@ipmnet.ru

**Absrtact** – Single crystals of cobalt-base alloy Co8.4Al9.4W1.9T, at. % with axial macro-segregation of tungsten and aluminum (gradient castings) were directionally solidified with a flat solidification front. Mini-specimens of different chemical compositions were cut from the obtained single-crystals at different casting heights for compression and oxidation tests. The tests performed at 900 °C showed that tungsten increases the yield strength of the alloy, while aluminum improves its oxidation resistance. It is shown that the method of directional solidification with a flat front can be effectively applied to optimize the physical and mechanical characteristics of multicomponent alloys of metals.

**Keywords:** cobalt-base alloys, directional solidification, macrosegregation, yield strength, oxidation resistance

## REFERENCES

1. Sato J., Omori T., Oikawa K. et al. Cobalt-base high-temperature alloys // *Science*. 2006. V. 312. № 5770. P. 90–91.  
<https://doi.org/10.1126/science.1121738>
2. Pollock T.M., Dibbern J., Tsunekane M. et al. New Co-based  $\gamma$ - $\gamma'$  high-temperature alloys // *JOM*. 2010. V. 62. № 1. P. 58–63.  
<https://doi.org/10.1007/s11837-010-0013-y>
3. Bauer A., Neumeier S., Pyczak F. et al. Microstructure and creep strength of different  $\gamma/\gamma'$ -strengthened Co-base superalloy variants // *Scripta Mater*. 2010. V. 63. № 12. P. 1197–1200.  
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.08.036>
4. Meher S., Yan H.-Y., Nag S. et al. Solute partitioning and site preference in  $\gamma/\gamma'$  cobalt-base alloys // *Scripta Mater*. 2012. V. 67. № 10. P. 850–853.  
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.08.006>
5. Koßmann J., Zenk C.H., Lopez-Galilea I. et al. Microsegregation and precipitates of an as-cast Co-based superalloy—microstructural characterization and phase stability modelling // *J Mater Sci*. 2015. V. 50. P. 6329–6338.  
<https://doi.org/10.1007/s10853-015-9177-8>

6. *Petrushin N., Hvatzkiy K., Gerasimov V. et al.* A single-crystal Co-base superalloy strengthened by  $\gamma'$  precipitates: structure and mechanical properties // *Adv. Eng. Mater.* 2015. V. 17. № 6. P. 755–760.  
<https://doi.org/10.1002/adem.201500088>
7. *Epishin A.I., Petrushin N.V., Link T. et.al.* Investigation of the thermal stability of the structure of a cobalt heat-resistant alloy reinforced with intermetallic  $\gamma'$ -phase secretions // *Deformation and Destruction of Materials*. 2015. № 3. P. 17–22. (In Russian)
8. *Saal J.E., Wolverson C.* Energetics of antiphase boundaries in  $\gamma'$  Co<sub>3</sub>(Al,W)-based superalloys // *Acta Mater.* 2016. V. 103. P. 57–62.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.10.007>
9. *Midtlyng J., Epishin A.I., Petrushin N.V. et al.* Creep behavior of a  $\gamma'$ -strengthened Co-base alloy with zero  $\gamma/\gamma'$ -lattice misfit at 800 °C, 196 MPa // *J. Mater. Res.* 2017. V. 32. № 24. P. 4466–4474.  
<https://doi.org/10.1557/jmr.2017.424>
10. *Epishin A., Petrushin N., Nolze G. et al.* Investigation of the  $\gamma'$ -strengthened quaternary Co-based alloys Co–Al–W–Ta // *Metall. Mater. Trans. A*. 2018. V. 49. P. 4042–4057.  
<https://doi.org/10.1007/s11661-018-4756-3>
11. *Tomaszewska A., Oleksiak B.* Microstructural characteristics of new type  $\gamma$ - $\gamma'$  Co–9Al–9W cobalt-based superalloys in as-cast state // *Metalurgija*. 2018. V. 57. № 1–2. P. 91–94.  
<https://hrcak.srce.hr/file/278975>
12. *Epishin A., Chyrkin A., Nolze G. et. al.* Interdiffusion in the face-centered cubic phase of the Co–Al–W–Ta system between 1090 and 1240 °C // *JPED*. 2018. V. 39. P. 176–185.  
<https://doi.org/10.1007/s11669-018-0620-9>
13. *Vigdorovich V.N., Volpyan A.E., Kurdyumov G.M.* Directional crystallization and physico-chemical analysis. M.: Chemistry, 1976. 200 p. (In Russian)
14. *Sidorov V.V., Kablov D.E., Rigin V.E.* Metallurgy of foundry heat-resistant alloys: technology and equipment. M.: VIAM, 2016. 368 p. (In Russian)
15. *Mishima Y., Ochiai S., Hamao N. et. al.* Solid solution hardening of Nickel – role of transition metal and B-subgroup solutes // *Trans. Jpn. Inst. Met.* 1986. V. 27. № 9. 656–664.  
<https://doi.org/10.2320/matertrans1960.27.656>
16. *Aviation materials: Handbook in 13 volumes. Vol. 3. Foundry heat-resistant and intermetallic nickel-based alloys.* 7th ed. M.: SIC “Kurchatov Institute”–VIAM, 2022. 192 p. (In Russian)
17. *Nikitin V.I.* Corrosion and protection of gas turbine blades. M.: Mashinostroenie, 1987. 272 p. (In Russian)