



УДК 669.245: 621.74.045

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-60-68



Оригинальная статья
Original article

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ, ТВЕРДОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ВЖЛ14Н-ВИ

А. В. Колтыгин¹ , В. Е. Баженов¹, А. А. Белова¹, А. В. Санников¹,
А. А. Лыскович¹, В. Д. Белов¹, Е. Ю. Щедрин²

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

² ПАО «ОДК-Кузнецов» (443009, Россия, Самара, Заводское шоссе, 29)

 misistlp@mail.ru

Аннотация. В работе проанализирован фазовый состав никелевого жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ в широком температурном диапазоне – от комнатной температуры до 1600 °С с помощью расчетов по программе Thermo-Calc. На основании полученных данных авторы разработали возможные режимы термообработки жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ. Исследовано влияние различных режимов термообработки на размер зерна, твердость и электропроводность образцов жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ, полученных методом литья в керамические формы, а также влияние на сплав высокотемпературного отжига при температуре 1070–1170 °С в течение 1–4 ч. Термическая обработка сплава привела к заметному увеличению размера зерен и снижению твердости. Было изучено влияние температуры искусственного старения после высокотемпературного отжига и закалки на твердость и электропроводность сплава в диапазоне температур 610–810 °С. При температуре 810 °С сплав проявляет наиболее выраженный эффект старения, сопровождающийся быстрым повышением твердости, достигающим приблизительно 370 HV. В отличие от твердости, электропроводность сплава в процессе старения изменялась незначительно. Предлагаемый режим термической обработки отличается от рекомендованного стандартом ОСТ 1 90126–85 для этого сплава. Он включает отжиг при температуре 1170 ± 10 °С в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе и старением при температуре 810 ± 10 °С в течение 10–14 ч с последующим охлаждением на воздухе. Предложенная термообработка позволяет повысить твердость отливок из сплава ВЖЛ14Н-ВИ на 10–20 HV по сравнению с образцами, подвергнутыми термообработке по стандартному режиму.

Ключевые слова: никелевый жаропрочный сплав ВЖЛ14Н-ВИ, литье по выплавляемым моделям, термическая обработка, отливки

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Постановления Правительства № 218 по соглашению о предоставлении субсидии № 075-11-2022-023 от 06.04.2022 г. «Создание технологии изготовления уникальных крупногабаритных отливок из жаропрочных сплавов для газотурбинных двигателей, ориентированной на использование отечественного оборудования и организацию современного ресурсоэффективного, компьютероориентированного литейного производства».

Для цитирования: Колтыгин А.В., Баженов В.Е., Белова А.А., Санников А.В., Лыскович А.А., Белов В.Д., Щедрин Е.Ю. Влияние термической обработки на фазовый состав, структуру, твердость и электропроводность никелевого жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(1):60–68. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-60-68>

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON STRUCTURE, PHASE COMPOSITION, HARDNESS AND ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF VZhL14N-VI NICKEL SUPERALLOY

A. V. Koltygin¹ , V. E. Bazhenov¹, A. A. Belova¹, A. V. Sannikov¹,
A. A. Lyskovich¹, V. D. Belov¹, E. Yu. Shchedrin²

¹ National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

² PJSC ODK-Kuznetsov (29 Zavodskoe Route, Samara 443009, Russian Federation)

 misistlp@mail.ru

Abstract. The phase composition of VZhL14N-VI nickel superalloy was analyzed in a wide temperature range – from room temperature to 1600 °C by means of CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams) calculations. In light of the findings, the authors devised potential heat treatment modes for VZhL14N-VI superalloy. The impact of different heat treatment modes on the grain size, hardness, and electrical conductivity of VZhL14N-VI superalloy samples produced by ceramic mold casting was investigated, as well as the effect on the alloy of high-temperature annealing at 1070 – 1170 °C for 1 – 4 h. The alloy heat treatment resulted in a notable increase in grain size and a decrease in hardness. The influence of artificial aging temperature after high-temperature annealing and quenching on the hardness and electrical conductivity of the alloy in the range of 610 – 810 °C was studied. At 810 °C, the alloy exhibits the most pronounced aging effect, accompanied by a rapid increase in hardness, reaching approximately 370 HV. In contrast to the observed changes in hardness, the electrical conductivity of the alloy exhibited minimal variation during the aging process. The proposed heat treatment conditions diverge from those recommended by the OST 1 90126–85 Russian standard for this alloy. The developed heat treatment mode includes the alloy heat treatment at a temperature of 1170 ± 10 °C for 4 h, followed by air cooling and aging at a temperature of 810 ± 10 °C for 10 – 14 h, followed by air cooling. The proposed heat treatment mode is expected to result in an increase in hardness of VZhL14N-VI superalloy castings by 10 – 20 HV in comparison to the samples subjected to the standard heat treatment mode.

Keywords: VZhL14N-VI nickel superalloy, investment casting, heat treatment, castings

Acknowledgements: The work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the Government Resolution No. 218, Agreement No. 075-11-2022-023 dated 06.04.2022 “Creation of a technology for the production of unique large-sized castings from heat-resistant alloys for gas turbine engines, focused on the use of domestic equipment and organization of a modern resource-efficient, computer-oriented foundry production”.

For citation: Koltygin A.V., Bazhenov V.E., Belova A.A., Sannikov A.V., Lyskovich A.A., Belov V.D., Shchedrin E.Yu. Influence of heat treatment on structure, phase composition, hardness and electrical conductivity of VZhL14N-VI nickel superalloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):60–68. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-60-68>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время для получения жаропрочных корпусных деталей авиационных двигателей разработано и успешно применяется большое количество различных литейных никелевых жаропрочных сплавов (суперсплавов) [1; 2]. В отечественном авиастроении для крупногабаритного корпусного литья, используемого в конструктивных элементах камер сгорания, часто применяют сплав ВЖЛ14Н-ВИ (ОСТ 1 90126–85; основа – Ni; до 0,08 % C¹; до 20,0 % Cr; до 5,0 % Mo; до 1,5 % Al; до 2,9 % Ti; до 2,8 % Ni; до 10 % Fe), содержащий в качестве основных легирующих компонентов хром и железо. Сплав не имеет зарубежных аналогов. По составу ему в большей степени соответствуют сплавы Inconel 718 (ASTM Ni B670) и Inconel 718Plus (UNS N07818). Все они относятся к сплавам второго поколения, содержащим в своем составе значительное количество хрома, часто кобальта, а также тугоплавких элементов типа вольфрама, молибдена, нио-

бия и отличаются значительным содержанием фазы γ' (гранцентрированная кубическая упорядоченная Ni₃(Al,Ti)) [1; 3; 4]. Основным требованием для корпусных элементов камер сгорания, работающих при относительно невысоких температурах 500 – 900 °C и давлении до 45 атм, является высокая прочность, сочетающаяся с хорошей пластичностью во всем интервале температур [5]. Это достигается за счет комплексного легирования железоникелевого сплава упрочняющими и карбидообразующими элементами. Хром входит в состав твердого раствора на основе никеля, упрочняя его, но в то же время он входит и в состав карбидов, значительно повышая устойчивость сплава на основе никеля и железа к окислению при температурах эксплуатации [4 – 6]. Алюминий и титан способствуют формированию фазы γ' и упрочнению сплава в процессе термической обработки. Молибден, вольфрам и ниобий добавляются в качестве карбидообразующих элементов, отвечающих за формирование мелкодисперсных карбидов, повышающих жаропрочность сплава. Они также упрочняют твердый раствор, а ниобий, кроме того, участвует в формировании упрочняющих частиц в твердом растворе на основе никеля, несколько снижая

¹ Здесь и далее в тексте, если не указано иное, содержание элементов приведено в мас. %.

технологичность сплава за счет уменьшения свариваемости и обрабатываемости отливок [7; 8]. Добавки железа снижают стоимость сплава (за счет дешевизны железа по сравнению с никелем), заменяя собой часть никеля. При умеренном содержании железа, как в сплаве ВЖЛ14Н-ВИ, его длительная прочность при температурах эксплуатации элементов камеры сгорания остается на приемлемом уровне.

Эксплуатационные свойства отливок из сплава ВЖЛ14Н-ВИ сильно зависят от количества легирующих компонентов и формируемых ими карбидных и упрочняющих фаз, а также от распределения их в структуре сплава. Если влияние отдельных легирующих элементов и структурных составляющих на эксплуатационные свойства сплава ВЖЛ14Н-ВИ хорошо изучено [1–5], то влияние условий формирования структуры и фазового состава отливки на ее механические свойства изучено недостаточно, что часто приводит к отклонению свойств сплава от ожидаемых показателей [9; 10]. При этом важно формирование как литой структуры, так и структуры после термической обработки [1; 10; 11]. Эксплуатационные свойства литых деталей определяются сочетанием размера зерна и структуры металла. Упрочнение сплава типа ВЖЛ14Н-ВИ в основном определяется формированием в матричной фазе γ упрочняющих частиц γ' , которые более термически стабильны по сравнению с γ'' (объемно-центрированная тетрагональная упорядоченная Ni_3Nb), образующимися в других жаропрочных никелевых сплавах. Кроме того, на упрочнение сплава оказывает влияние выделение частиц фаз δ (орторомбическая Ni_3Nb), η (гексагональная Ni_3Ti), σ (гексагональная $CrFeMoNi$, $CrMoNi$, $(Cr, Mo)_3Ni$) и карбидов MeC , Me_2C_6 , Me_6C (Me_7C_3 практически не встречаются), имеющих гранцентрированную кубическую решетку и ограничивающих рост зерна сплава [11–14]. Комбинируя эти фазы за счет подбора режимов термической обработки, можно в достаточно широком интервале менять механические свойства литой детали.

В настоящей работе изучалось влияние режимов термической обработки образцов, отлитых в оболочковые керамические формы на макро- и микроструктуру, фазовый состав и твердость сплава ВЖЛ14Н-ВИ с целью выявления их влияния на упрочнение.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследуемые образцы вырезались из отливок, имеющих форму плиты размером $100 \times 100 \times 10$ мм. Отливки получали в огнеупорных оболочковых формах по технологии литья по выплавляемым моделям. В качестве наполнителя суспензии и обсыпки использовали плавящийся кварц различной фракции производства ДИНУР (Первоуральск, Россия). Для приготовления огнеупорной суспензии применялись связующие Ultracast One+ и Ultracast Prime (ООО «Технопарк», Москва, Рос-

сия). В качестве шихты использовали готовый сплав ВЖЛ14Н-ВИ производства ВИАМ (Москва, Россия). Плавка и разливка сплава осуществлялась на вакуумной индукционной плавильно-разливочной установке ВАКЭТО (Москва, Россия) в муллитокорундоциркониевом тигле производства ЭЛЕМЕТ (Элекрогорск, Россия). Из полученных отливок вырезались образцы размером $4 \times 9 \times 56$ мм. Образцы сплава термообработывали в муфельной печи на воздухе при температуре 1070, 1120, 1170 °С. Длительность высокотемпературной обработки составляла от 1 до 4 ч с шагом в 1 ч. Закалка образцов проводилась путем обдува воздухом. Для старения использовали образцы, закаленные после 4 ч высокотемпературной выдержки. Старение образцов изучалось при трех температурных режимах, состоящих в выдержке при 610 , 700 и 810 ± 10 °С в течение 2–14 ч.

Микроструктура сплава изучалась на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 SBH с приставкой энергодисперсионного микроанализа Oxford и на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer. D1m. Для выявления зеренной структуры сплава металлографические шлифы подвергались травлению в реактиве Марбле (20 г Cu_2SO_4 , 100 мл соляной кислоты, 100 мл этилового спирта) [15]. Для выявления микроструктуры сплава также применяли травление смесью кислот (30 мл азотной кислоты, 0,5 мл соляной кислоты, 70 мл уксусной кислоты) [16]. Фазы, присутствующие в микроструктуре образца, идентифицировали с помощью микрорентгеноспектрального анализа, опираясь на описанные в литературе сведения о возможных соединениях в жаропрочных никелевых сплавах [14; 17] и результатах расчета фазового состава.

Электропроводность сплавов измеряли с помощью бесконтактного вихретокового кондуктометра ВЭ-27НЦЗ («Сигма», Россия) с пределами измерения $0,5 - 2,5$ МСм/м.

Твердость по Виккерсу (HV 10) определяли на универсальном твердомере NEMESIS 9001 фирмы INNOVATEST при нагрузке 10 кгс. Длительность нагружения составляла 12 с.

Равновесный фазовый состав сплава ВЖЛ14Н-ВИ при температурах от 20 до 1600 °С рассчитывали с помощью программы Thermo-Calc, используя термодинамическую базу TCS Ni-based Superalloys Database TCNI8.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для более точной идентификации фаз был произведен расчет фазового состава сплава ВЖЛ14Н-ВИ при температурах от 20 до 1600 °С с использованием программного обеспечения Thermo-Calc. Результаты расчета равновесного фазового состава по среднему содержанию для сплава ВЖЛ14Н-ВИ в соответствии с ОСТ 1 90126–85 представлены на рис. 1.

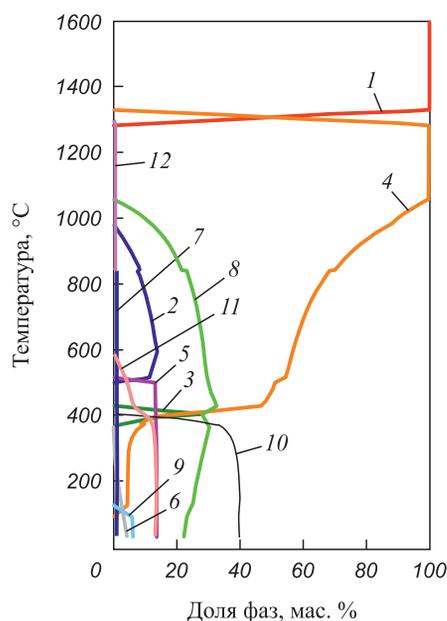


Рис. 1. Расчетный фазовый состав сплава ВЖЛ14Н-VI

(средний состав) при температурах от 20 до 1600 °С:

1 – L; 2 – $\sigma(\text{Cr,Mo})_3\text{Ni}$; 3 – Ni_3Fe ; 4 – γ ; 5 – $\text{P}(\text{NiCrMo})$; 6 – Ni_3Nb ; 7 – Cr_{23}C_6 ; 8 – γ' ; 9 – Ni_3Cr ; 10 – Ni_3Fe ; 11 – (Cr); 12 – (Nb,Ti)C

Fig. 1. Calculated phase composition of VZhL14N-VI superalloy (average composition) at temperatures from 20 to 1600 °C:

1 – L; 2 – $\sigma(\text{Cr,Mo})_3\text{Ni}$; 3 – Ni_3Fe ; 4 – γ ; 5 – $\text{P}(\text{NiCrMo})$; 6 – Ni_3Nb ; 7 – Cr_{23}C_6 ; 8 – γ' ; 9 – Ni_3Cr ; 10 – Ni_3Fe ; 11 – (Cr); 12 – (Nb,Ti)C

Видно, что от температуры равновесного солидуса (около 1280 °С) до температуры 1050 °С сплав практически однофазный и состоит из фазы γ . Ниже 1050 °С появляется основная упрочняющая фаза для этого сплава γ' [18], а при температуре примерно 980 °С начинается выпадение фазы σ , которая наиболее часто наблюдается в жаропрочных никелевых сплавах с добавлением железа и обычно выглядит как глобулы неправильной формы. С дальнейшим уменьшением

температуры количество γ' и σ постепенно возрастает, а при температуре примерно 850 °С в структуре начинают появляться карбидные включения Me_{23}C_6 , где Me – в основном хром, а также железо и молибден. При температуре около 600 °С равновесное содержание γ' и σ фаз достигает своего максимума. При снижении температуры ниже 600 °С в равновесной структуре будут присутствовать нежелательные частицы, имеющие решетку твердого раствора на основе хрома. Фаза σ ниже 500 °С полностью исчезает и в структуре появляются другие нежелательные фазы, а равновесное количество γ и γ' фаз существенно снижается ниже 400 °С. Таким образом, в области рабочих температур литых деталей камеры сгорания авиационного газотурбинного двигателя из сплава ВЖЛ14Н-VI (750 – 950 °С) [19] равновесный фазовый состав сплава представляет собой γ фазу, в которой диспергированы частицы γ' и σ фаз, причем γ' фаза преобладает. Также в структуре присутствует небольшое количество карбидных частиц, представленных в основном карбидами Me_{23}C_6 , но могут встречаться и карбиды MeC .

Литая структура сплава ВЖЛ14Н-VI, полученная литьем в оболочковую керамическую форму, представлена на рис. 2, а. Структура литого сплава представляет собой матрицу, состоящую из твердого раствора на основе никеля (γ), в которой диспергированы мелкие выделения карбидов, содержащих в своем составе, кроме углерода, ниобий, титан и значительное количество молибдена (рис. 2, б). В соответствии с расчетным количеством фаз в структуре сплава (рис. 1) эти карбиды начали выпадать непосредственно из жидкости. В процессе термической обработки при температуре ниже 850 °С они должны превратиться в карбиды типа Me_{23}C_6 .

На рис. 3 представлена микроструктура сплава ВЖЛ14Н-VI после термической обработки по режиму, предложенному в ОСТ 1 90126–85 для этого сплава, включающему отжиг при температуре 1120 ± 10 °С

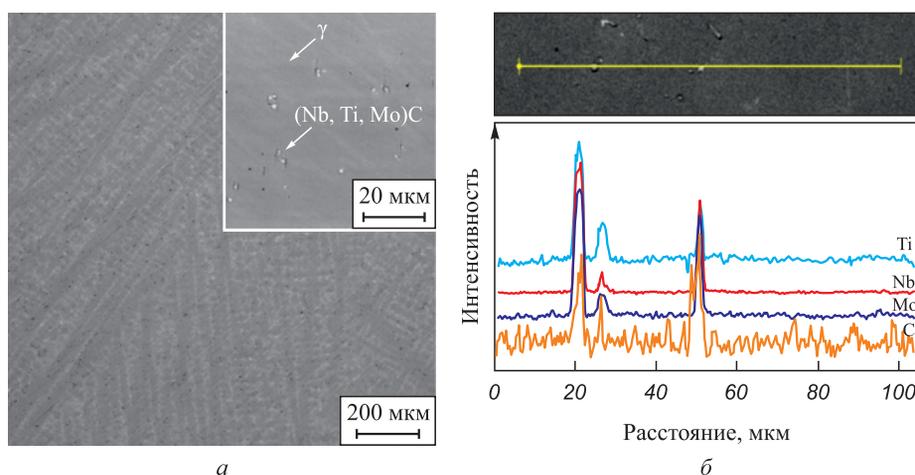


Рис. 2. Микроструктура сплава ВЖЛ14Н-VI, полученного литьем в оболочковую керамическую форму (а), и профиль распределения элементов по результатам микроанализа (б)

Fig. 2. Microstructure of VZhL14N-VI superalloy obtained by ceramic mold casting (a) and element distribution profile based on EDS results (b)

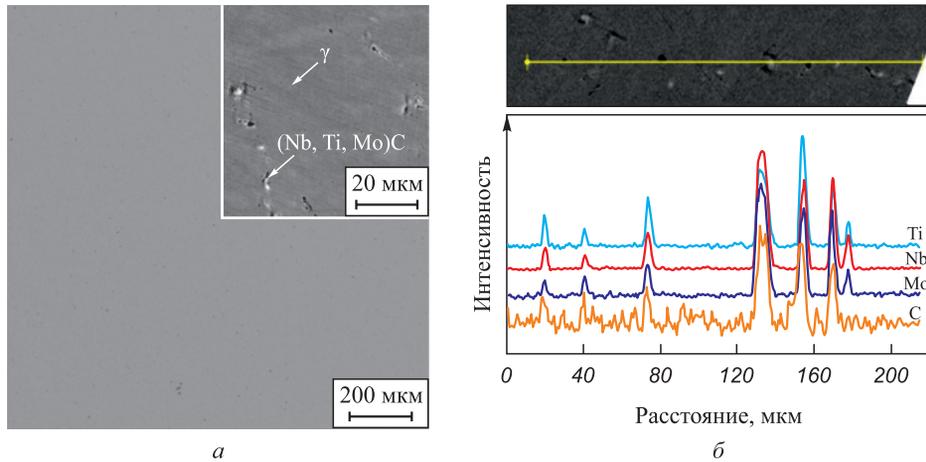


Рис. 3. Микроструктура сплава ВЖЛ14Н-ВИ после термической обработки по режиму, включающему отжиг при температуре $1120 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе и старением при температуре $700 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 16 ч с последующим охлаждением на воздухе (а), и профиль распределения элементов по результатам микрорентгеноспектрального анализа (б)

Fig. 3. Microstructure of VZhL14N-VI superalloy after heat treatment including annealing at $1120 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ for 3 h followed by air cooling and aging at $700 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ for 16 h followed by air cooling (a) and element distribution profile based on EDS results (b)

в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе и старением при температуре $700 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 16 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Из рис. 3, а видно, что в результате термической обработки уменьшилась дендритная ликвация элементов, хотя полного выравнивания химического состава не произошло. Несмотря на то, что по результатам термодинамических расчетов карбиды ниобия и титана должны претерпевать превращение при высокотемпературном отжиге, а вместо них в процессе старения должны сформироваться ультрадисперсные выделения карбидов хрома типа $Me_{23}C_6$, карбиды ниобия и титана наблюдались в структуре сплава и после термической обработки. Также в составе некоторых частиц карбидов было заме-

чено повышенное содержание азота, что, скорее всего, также препятствует растворению таких частиц.

Известно, что в соответствии с эффектом Холла-Петча размер зерна поликристаллических отливок из никелевых сплавов сильно влияет на их механические свойства [20]. Было изучено влияние различных режимов высокотемпературной термической обработки на размер зерна сплава. На рис. 4, а показана макроструктура образцов, затвердевших в одинаковых условиях теплоотвода, в литом состоянии и после термической обработки. Можно наблюдать увеличение размеров зерна сплава в процессе отжига. На рис. 4, б показано влияние времени высокотемпературной термической обработки на количество зерен на единицу поверх-

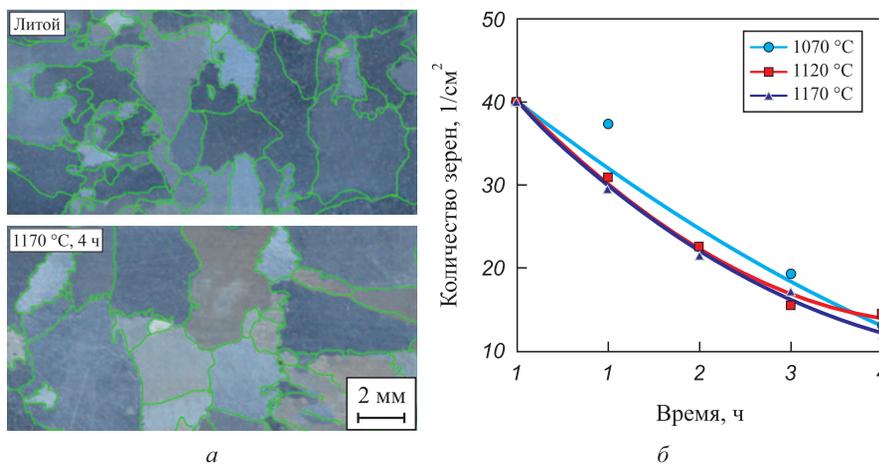


Рис. 4. Макроструктура сплава ВЖЛ14Н-ВИ в литом состоянии и после высокотемпературного отжига при $1170 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе (а) и зависимость количества зерен на 1 cm^2 поверхности шлифа от температуры и времени отжига (б)

Fig. 4. Grain structure of VZhL14N-VI superalloy in as-cast condition and after high-temperature heat-treatment at $1170 \text{ }^\circ\text{C}$ for 4 h with following air cooling (a) and dependence of the number of grains per 1 cm^2 in the metallographic section on temperature and time of annealing (b)

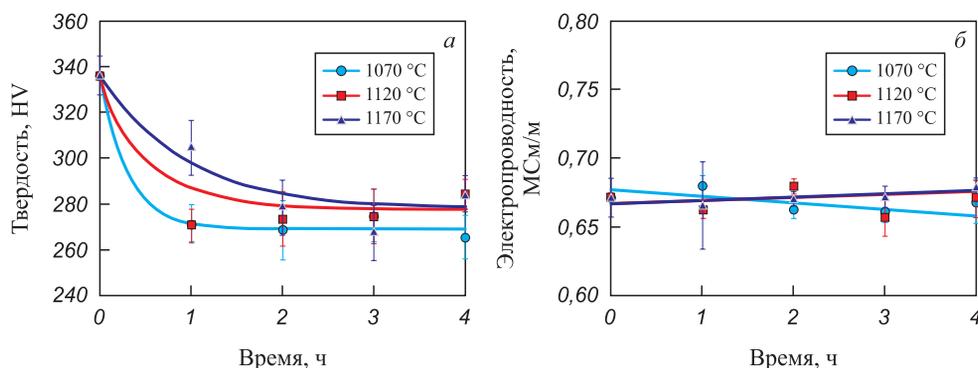


Рис. 5. Влияние температуры и времени выдержки в процессе высокотемпературного отжига на твердость (а) и электропроводность (б) сплава ВЖЛ14Н-ВИ

Fig. 5. Influence of temperature and time of holding during high-temperature annealing on hardness (a) and electrical conductivity (b) of VZhL14N-VI superalloy

ности шлифа. За 4 ч в процессе отжига количество зерен в 1 см² площади шлифа снизилось примерно в 2,6 раза независимо от температуры отжига. Таким образом, размер зерна сплава после высокотемпературного отжига значительно увеличивается, что является негативным фактором, снижающим механические свойства литых деталей. Поэтому чрезмерное увеличение времени высокотемпературного отжига нежелательно. Изменение температуры отжига в пределах изучаемого диапазона 1070 – 1170 °С практически не влияет на размер зерна сплава (рис. 4, б).

На рис. 5 показано влияние процесса термообработки на твердость и электропроводность образцов сплава ВЖЛ14Н-ВИ. Видно, что температура высокотемпературного отжига в рассмотренных пределах весьма слабо влияет на твердость (рис. 5, а) образцов после закалки. В процессе высокотемпературного отжига твердость сплава быстро падает от 336 до ~280 HV для всех использованных температур. Еще меньше влияние высокотемпературного отжига на электропроводность сплава (рис. 5, б). Можно считать, что электропроводность сплава в ходе отжига остается неизменной. Здесь, однако, необходимо отметить, что применяемый в работе метод определения электропроводности весьма грубый и при таких малых различиях в измеряемых значениях электропроводности, которые демонстрирует сплав ВЖЛ14Н-ВИ, погрешность измерений слишком велика. Возможно, что при применении более точных методов определения электропроводности ее изменение можно будет обнаружить.

Гораздо сильнее, чем температура отжига под закалку, на твердость сплава влияют температура и длительность искусственного старения (рис. 6). Наибольшее увеличение твердости сплава наблюдается при максимальной температуре старения 810 °С. При этой температуре твердость сплава уже через 2 ч старения достигает практически максимального значения в районе 370 HV. При этом более низкая температура старения не приводит к столь значительному упроч-

нению сплава. Наихудшие показатели наблюдались при температуре старения 610 °С, при этом твердость сплава возрастала в течение всего времени старения, что говорит о незавершенности процесса распада пересыщенного твердого раствора. Очевидно, что эта температура недостаточна для проведения искусственного старения на максимальную прочность. Промежуточный результат по твердости сплава был получен в результате старения при 700 °С. Максимальное упрочнение, достигаемое при температуре старения 810 °С, практически не зависит от температуры отжига на твердый раствор (рис. 6, з), показывая неизменный результат.

Косвенно о полноте распада пересыщенного γ твердого раствора можно судить на основании изменения электропроводности сплава [19]. Для сплава ВЖЛ14Н-ВИ наблюдается слабая зависимость электропроводности сплава от температуры и времени старения (рис. 7). Однако, если электропроводность сплавов при температуре старения 610 и 700 °С практически не отличается, то при 810 °С имеется значимое отличие, выходящее за доверительный интервал измерений. Электропроводность образцов, подвергшихся старению при 810 °С, выше, чем у образцов, состаренных при 610 и 700 °С. Очевидно, что в процессе старения при 810 °С интенсивность распада γ твердого раствора выше. В то же время, электропроводность сплавов, подвергнутых высокотемпературному отжигу на твердый раствор при разных температурах, в процессе старения отличается незначительно (рис. 7, з).

Таким образом, наибольшего упрочнения достигают образцы сплава ВЖЛ14Н-ВИ, отожженные при температуре 1170 °С в течение 4 ч и подвергшиеся искусственному старению при температуре 810 °С в течение 10 – 14 ч. Предложенный режим термообработки несколько отличается от применяемого сейчас по ОСТ 1 90126–85 и дает небольшой прирост твердости на 10 – 20 HV для сплава ВЖЛ14Н-ВИ. Он может быть интересен при термической обработке отливок деталей, работающих при температурах выше 800 °С.

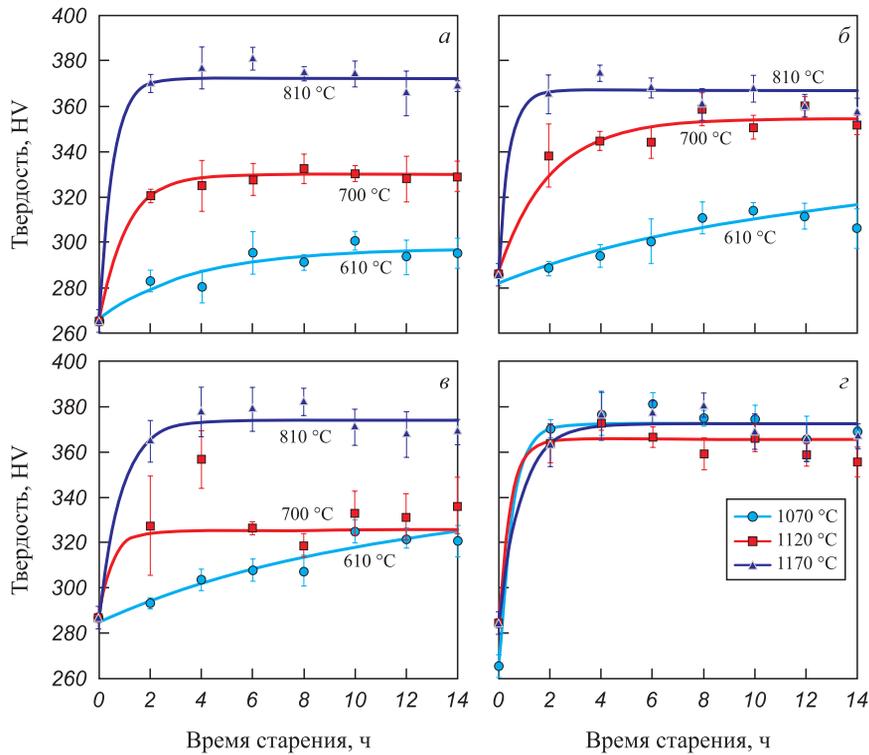


Рис. 6. Влияние температуры высокотемпературного отжига 1070 (а), 1120 (б), 1170 °С (в) и температуры старения на твердость сплава ВЖЛ14Н-ВИ и изменения температуры отжига на твердый раствор на упрочнение сплава при старении при 810 °С (г)

Fig. 6. Influence of high-temperature annealing at 1070 (a), 1120 (б), 1170 °C (в) and aging temperature on hardness of VZHL14N-VI superalloy, and effect of changing the annealing temperature on hardening of the alloy during aging at 810 °C (г)

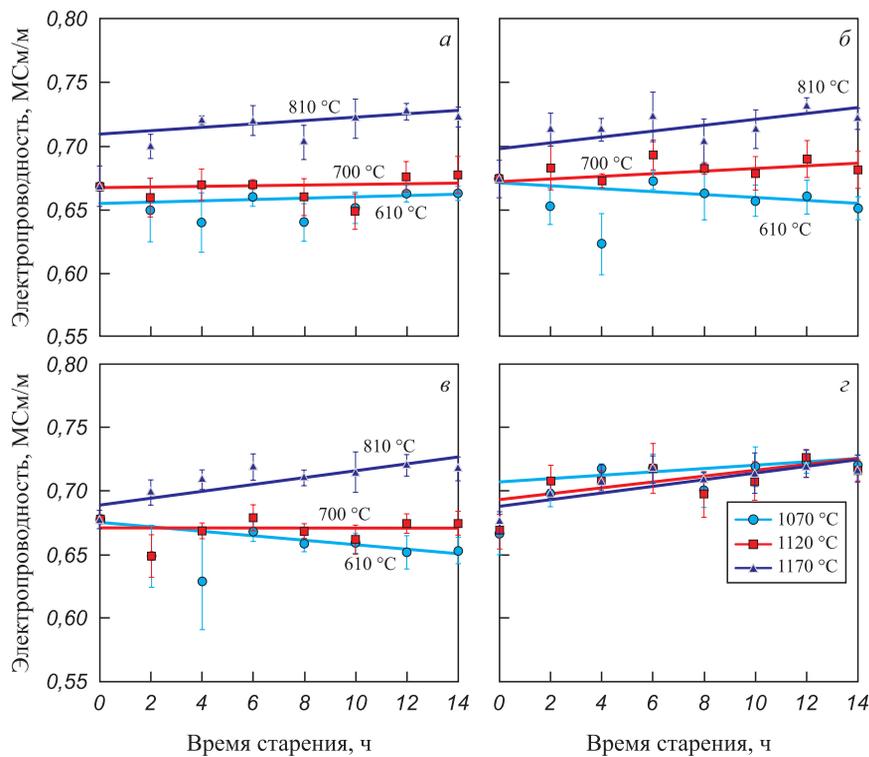


Рис. 7. Влияние температуры высокотемпературного отжига 1070 (а), 1120 (б), 1170 °С (в) и температуры старения на электропроводность сплава ВЖЛ14Н-ВИ и изменения температуры отжига на электропроводность сплава при старении при 810 °С (г)

Fig. 7. Influence of high-temperature annealing at 1070 (a), 1120 (б), 1170 °C (в) and aging temperature on electrical conductivity of VZHL14N-VI superalloy, and effect of changing the annealing temperature on electrical conductivity of the alloy during aging at 810 °C (г)

Выводы

Литая структура сплава ВЖЛ14Н-ВИ представляет собой преимущественно γ твердый раствор с включениями карбидных частиц (Nb, Ti, Mo)C.

В процессе термической обработки сплава, состоящей из высокотемпературного отжига на твердый раствор с последующим искусственным старением, заметно снижается дендритная ликвация легирующих элементов в γ твердом растворе. Морфология карбидов ниобия и молибдена, обнаруженных в структуре в результате микрорентгеноспектрального анализа, не изменяется.

Путем термодинамических расчетов установлено, что старение при температуре ниже 600 °C может привести к образованию нежелательных фаз в структуре сплава, а выше 850 °C к уменьшению количества упрочняющих частиц γ' и σ фаз и отсутствию возможности выпадения карбидов типа $Me_{23}C_6$.

Установлено, что наибольшее упрочнение наблюдается в сплавах, состаренных при температуре 810 °C. При этом обеспечивается наиболее полный распад пересыщенного γ твердого раствора. В то же время температура отжига на твердый раствор в исследованном диапазоне 1070 – 1170 °C значительно меньше влияет на упрочнение сплава, чем температура старения. Максимальная твердость при старении достигается уже через 4 – 6 ч и сохраняется практически неизменной до 10 – 14 ч.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). Москва: Наука и технологии; 2013:264.
2. Sun B., Wang J., Shu D. Precision Forming Technology of Large Superalloy Castings for Aircraft Engines. Singapore: Springer Singapore; 2021:409.
<https://doi.org/10.1007/978-981-33-6220-8>
3. Hassan B., Corney J. Grain boundary precipitation in Inconel 718 and ATI 718Plus. *Materials Science and Technology*. 2017;33(16):1879–89.
<https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1333222>
4. Cemal M., Cevik S., Uzunonut Y., Diltemiz F. ALLVAC 718 Plus™ Superalloy for Aircraft Engine Applications. In: *Recent Advances in Aircraft Technology*. 2012:75–96.
<https://doi.org/10.5772/38433>
5. Каблов Е.Н. История авиационного материаловедения: ВИАМ – 75 лет поиска, творчества, открытий. Москва: Наука; 2007:343.
6. Lu J., Yang Z., Li Y., Huang J., Zhao X., Yuan Y. Effect of alloying chemistry on fireside corrosion behavior of Ni–Fe-based superalloy for ultra-supercritical boiler applications. *Oxidation of Metals*. 2018;89(5–6):609–621.
<https://doi.org/10.1007/s11085-017-9804-7>
7. Dolgoplov V.G. Study of the structure and effect of heat treatment on the mechanical properties of nickel-base alloys. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
8. Долгополов В.Г. Исследование структуры и влияния термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
9. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
10. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
11. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
12. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
13. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
14. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
15. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
16. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
17. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
18. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
19. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
20. Долгополов В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства никель-базовых сплавов. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Андрей Владимирович Колтыгин, к.т.н, доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-8376-0480

E-mail: misistlp@mail.ru

Вячеслав Евгеньевич Баженов, к.т.н, доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0003-3214-1935

E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com

Анастасия Андреевна Белова, аспирант кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0009-0008-4199-8942

E-mail: belova@ic-ltm.ru

Андрей Владимирович Санников, к.т.н, младший научный сотрудник кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-0517-7732

E-mail: sannikov@ic-ltm.ru

Анастасия Андреевна Лыскович, аспирант кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-8490-4829

E-mail: nastya719ls999@yandex.ru

Владимир Дмитриевич Белов, д.т.н, профессор, заведующий кафедрой «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0003-3607-8144

E-mail: vdbelov@mail.ru

Евгений Юрьевич Щедрин, главный металлург, ПАО «ОДК-Кузнецов»

E-mail: ogmet@uec-kuznetsov.ru

Andrei V. Koltygin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-8376-0480

E-mail: misistlp@mail.ru

Vyacheslav E. Bazhenov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0003-3214-1935

E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com

Anastasiya A. Belova, Postgraduate of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0009-0008-4199-8942

E-mail: belova@ic-ltm.ru

Andrei V. Sannikov, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-0517-7732

E-mail: sannikov@ic-ltm.ru

Anastasiya A. Lyskovich, Postgraduate of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-8490-4829

E-mail: nastya719ls999@yandex.ru

Vladimir D. Belov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0003-3607-8144

E-mail: vdbelov@mail.ru

Evgenii Yu. Shchedrin, Chief Metallurgist, PJSC Kuznetsov

E-mail: ogmet@uec-kuznetsov.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. В. Колтыгин – формирование основной концепции, обработка результатов исследований, написание текста статьи.

В. Е. Баженов – научное руководство, редактирование текста статьи.

А. А. Белова – проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

А. В. Санников – проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

А. А. Лыскович – проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

В. Д. Белов – общее руководство, редактирование текста статьи.

Е. Ю. Щедрин – формулировка цели и задачи исследования, обеспечение ресурсами.

A. V. Koltygin – conceptualization, analysis of results, writing the text.

V. E. Bazhenov – scientific guidance, review and editing of the article.

A. A. Belova – realization of experiment, analysis of results.

A. V. Sannikov – realization of experiment, analysis of results.

A. A. Lyskovich – realization of experiment, analysis of results.

V. D. Belov – supervision, review and editing of the manuscript.

E. Yu. Shchedrin – formulation of the aims and objectives of the study, provision of resources.

Поступила в редакцию 26.06.2024

После доработки 14.08.2024

Принята к публикации 29.10.2024

Received 26.06.2024

Revised 14.08.2024

Accepted 29.10.2024