

Міністерство освіти і науки України
Національний університет «Запорізька політехніка»

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

КЛОЧИХІН ВОЛОДИМИР ВАЛЕРІЙОВИЧ



УДК 669.24.002.8:621.74.045

**МАТЕРІАЛОЗНАВЧІ ОСНОВИ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ ЖАРОМІЦНИХ
НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ЛОПАТОК ТУРБІН З ВИКОРИСТАННЯМ
ТЕХНОЛОГІЧНОГО ЗВОРОТУ**

05.02.01 – Матеріалознавство

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

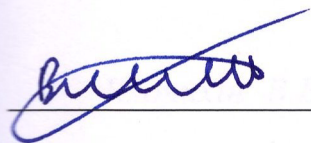
*Примірник за змістом ідентичний
з іншим.*

Вчений секретар Д.М. Бабак



Запоріжжя – 2020

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.



В.В. Клочихін

Науковий керівник: **Наумик Валерій Владиленович** доктор технічних наук, професор

АНОТАЦІЯ

Клочихін В.В. «Матеріалознавчі основи процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток турбін з використанням технологічного звороту». Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – Матеріалознавство. – Національний університет «Запорізька політехніка» МОН України, м. Запоріжжя, 2020.

Зміст дисертації. Дисертація присвячена вирішенню важливої науково-практичної задачі – розвитку матеріалознавчих основ процесів отримання якісних жароміцних нікелевих сплавів із використанням технологічного звороту та застосуванням сучасних методів рафінування. В цих сплавах, а також в готових литих виробах, забезпечені механічні, технологічні та експлуатаційні властивості на рівні виробів з первинних матеріалів.

Розроблено методику випробування литих лопаток газотурбінних двигунів на кут загину. Встановлено, що найбільш надійною і економічною технологією очищення поверхневих зон є дробеструменева обробка з наступним обдуванням електрокорундом і травленням. Дослідженнями встановлено, що спрямована кристалізація нікелевих сплавів в порівнянні з об'ємною, забезпечує рафінування сплаву від таких шкідливих домішок як кисень, азот, залізо, свинець, а також нітридних, карбонітридних і оксидних включень.

Низькотемпературний вакуумний переплав ливарних відходів нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ на установці ПМП-4М дозволяє звести до мінімуму випалювання активних кошовних легувальних елементів (тантал, реній, ніобій та інші).

У процесі вивчення впливу температурного градієнта на фронт кристалізації виливків з нікелевих сплавів в умовах високошвидкісної спрямованої кристалізації встановлено, що підвищення швидкості кристалізації в сплаві галію з індієм забезпечують плаский фронт кристалізації і знижують

вірогідність утворення структурних дефектів, що підвищує їх тріщиностійкість та інші властивості. При високотемпературній обробці розплаву помітно поліпшувалася його однорідність, в результаті чого кристалізація металу починалася при більшому переохолодженні, забезпечувалося подрібнення структурних складових, знижувався розвиток ліквіційних процесів і суттєво покращувалися властивості виливків.

Вивчено кластерний механізм поведінки мікрогрупувань $Ti(C,N) \cdot Ni_3(Ti,Al)$ та подібних їм в умовах підвищення температур обробки розплаву, коли при температурах вищих за 1800 °С ці мікрогрупування починають дробитися та руйнуватися, інтенсивно втрачаючи азот і наближаючись за складом до карбідів. Зі зменшенням часу витримки при високотемпературній обробці розплаву мікрогрупування не встигали втратити оболонки з динамічних кластерів, що блокувало розвиток зародків кристалів γ -фази і приводило до переохолодження розплаву.

Комбінований метод рафінування ливарних відходів сплавів ЖС26 і ЖС32 вакуумно-індукційним та електронно-променевим переплавом дозволив отримати шихтову заготовку без угару активних легувальних елементів з щільною і однорідною структурою та незначним розвитком ліквіційних і усадкових процесів. Встановлено, що змінюючи потужність електронного променя можна підвищувати ефективність рафінування ливарних відходів.

У вакуумній плавильній установці «ULVAC» FM-1-2-100 випробувано у промислових умовах та налагоджено серійне виробництво сплавів ЖС6К-ВІ, ЖСЗДК-ВІ, ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ з використанням в шихті до 100 % технологічного звороту.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, виливок, технологічний зворот, термочасова обробка, спрямована кристалізація, макроструктура, реній, тантал, механічні властивості, довготривала міцність, високотемпературна корозія.

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у фахових наукових виданнях

1. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Свойства жаропрочных никелевых сплавов после ВТОР. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2000. № 1. С. 41–46.

2. Цивірко Е. І., Клочихін В. В., Коломойцев О. Г., Наумик В. В. Об'ємна та спрямована кристалізація нікелевих сплавів. *Металознавство та обробка металів*. 2000. № 3. С. 5–11.

3. Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Влияние состава и технологических факторов на структуру и свойства никелевых сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. № 9. С. 19–23.

[Scopus; Google Scholar]

4. Цивирко Э. И., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Наумик В. В., Лунёв В. В. Процессы кристаллизации, структура и свойства отливок из никелевых жаропрочных сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. № 10. С. 13–17. [Scopus; Google Scholar]

5. Tsivirko É. I., Zhemanyuk P. D., Klochikhin V. V., Naumik, V.V., Lunev V. V. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2001. № 43(9-10). P. 382–386. [Scopus; Web of Science; Google Scholar]

6. Аникин Ю. Ф., Добкина Ю. Г., Клочихин В. В., Ладохин С. В., Жеманюк П. Д. Совмещенная индукционная и электронно-лучевая плавка литейных отходов жаропрочных сплавов ЖСЗДК и ЖС26-ВИ. *Проблемы специальной электрометаллургии*. 2002. № 2. С. 43–49. [Scopus]

7. Ажажа В. М., Ковтун Г. П., Ладыгин А. Н., Малыхин Д. Г., Рудычева Т. Ю., Свердлов В. Я., Тихоновский М. А., Щербань А. П., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В. Микроструктура и свойства монокристаллов никелевого сплава НВ-4. Влияние условий кристаллизации на структуру и

свойства. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2002. Т. 24. № 11. С. 1525–1536.

[Web of Science; Google Scholar]

8. Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Фазовые и структурные превращения при высокотемпературной обработке расплава жаропрочного сплава. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2003. № 1. С. 10–14.

9. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Рудычева Т. Ю., Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Педаш А. А. Роль теплофизических условий в процессе формирования структуры при направленной кристаллизации жаропрочных сплавов на никелевой основе. *Вопросы атомной науки и техники*. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (14). 2004. № 6. С. 128–135. [Google Scholar]

10. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Кондратов А. А., Богуслаев А. В., Клочихин В. В. Влияние условий кристаллизации на макроскопический фронт кристаллизации и структурное совершенство монокристаллов Ni-сплавов. *Вісник Харківського університету*. 2007. № 781. Випуск 3(35). С. 73–80. [Google Scholar]

11. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследование и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристалльных лопаток. *Вестник двигателестроения*. 2007. № 2. С. 102–105.

12. Наумик В. В., Клочихин В. В., Цивирко Э. И., Лунёв В. В. Влияние управляемой кристаллизации на структуру и свойства отливок из жаропрочных сплавов. *Литейное производство*. 2011. № 4 С. 13–16. [Міжнародне видання]

13. Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Использование нанотехнологий в литейном производстве. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2011. № 4 (25). С. 23–28. [Google Scholar]

14. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Разработка комплексной технологии получения ответственных отливок из жаропрочных никелевых сплавов. *Компрессорное и энергетическое машиностроение*. 2012. № 1 (27). С. 47–51.

15. Богуслаев, А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В.

Модифицирование жаропрочного сплава наночастицами углерода. *Литейное производство*. 2012. № 7. С. 10–13. **[Міжнародне видання]**

16. Клочихин В. В., Гнатенко О. В., Наумик В. В. Влияние высокотемпературной термовременной обработки на качество сплава ЖС32-ВИ. *Металлургия машиностроения*. 2013. № 3. С. 35–39. **[Міжнародне видання]**

17. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Влияние температурного градиента на фронте кристаллизации на структуру жаропрочных никелевых сплавов ЖС32-ВИ и НВ-4. *Металл и литьё Украины*. 2014. № 7 (254). С. 24–28.

18. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Гречанюк Н. И., Наумик В. В. Направленная кристаллизация отливок из возвратных отходов сплава ЖС26-ВИ, рафинированных электронно-лучевым переплавом. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 1. С. 40–46.

19. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Наумик В. В. Об испытании турбинных лопаток на угол изгиба. *Металлургия машиностроения*. 2016. № 4. С. 50–51. **[Міжнародне видання]**

20. Клочихин В. В., Гречанюк Н. И., Смашнюк Ю. А., Гречанюк И. Н., Наумик В. В. Структура и свойства слитков, полученных электронно-лучевым переплавом кондиционных возвратных отходов жаропрочного сплава ЖС26-ВИ. *Современная электрометаллургия*. 2017. №4. С. 17–27.

21. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Гречанюк Н. И., Наумик В. В. Исследование качества материала слитков, полученных методом электронно-лучевого переплава из 100 % отходов сплава НВ-4. *Металл и литьё Украины*. 2018. № 1–2 (296 – 297). С. 16–21.

22. Klochikhin V., Naumyk V. Improvement of technological processes obtaining a heat-resistant nickel alloys for turbine blades using foundry return / V.Klochikhin. *MS and T 2019 – Materials Science and Technology*. 2019.P. 1454–1458. **[Scopus; Index Copernicus; Eurasian Scientific Journal Index]**

Тези в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій

23. Душейко В.А., Корчагина Л. И., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Влияние

термовременной обработки расплава на структуру и свойства сплавов ЭИ437 и ЖСЗЛС. *Нові конструкційні сталі та стопи та методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів*: збірник наук. праць. Запоріжжя: ЗДТУ, 1998. С. 78–79.

24. Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Коломойцев А. Г., Цивирко Э. И. Улучшение структуры и свойств отливок после ВТОР. *Повышение качества и экономичности литейных процессов*: материалы международной научно-технической конференции. Одесса: ОГПУ, 2000. С. 30–33.

25. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Рафинирование сплава ЖСЗДК-ВИ высокотемпературной обработкой расплава. *Неметалеві включення і гази в ливарних сплавах*: збірник наукових праць ІХ міжнародної наук.-техн. конф. Запоріжжя: ЗДТУ, 2000. С. 38–40.

26. Клочихин В. В., Коломойцев А. Г., Бялик Г. А., Наумик В. В. Трещиноустойчивость отливок из жаропрочных никелевых сплавов. *Неметалеві включення і гази в ливарних сплавах*: збірник наукових праць ІХ міжнародної наук.-техн. конф. Запоріжжя: ЗДТУ, 2000. С.24–26.

27. Лысенко Н. А., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследования новых механизмов структурного упрочнения жаропрочных сплавов. *Прогрессивные технологии и системы машиностроения*: Международный сб. науч. трудов. Донецк: ДонГТУ, 2001. Вып.17. С. 32–36.

28. Ажажа В.М., Горбенко Ю.В., Ковтун Г.П., Ладыгин А.Н., Малыхин Д.Г., Рудычева Т.Ю., Свердлов В.Я., Тихоновский М.А., Щербань А.П., Жеманюк П.Д., Коломойцев А.Г., Клочихин В.В. Структура монокристаллов никелевых сплавов НВ-4 и ЖС-32ВИ *Высокочистые металлические и полупроводниковые материалы*: сборник докладов 8-го Международного симпозиума (Харьков, 22-27 апреля, 2002). Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. С. 52–56.

29. Клочихин В. В., Цивирко Э. И., Лысенко Н. А., Жеманюк П. Д. Рафинирование сплава ЖС32-ВИ для отливок направленной кристаллизации. *Машиностроение и техносфера XXI века*: сборник трудов IX Международной науч.-техн. конференции (Севастополь, 9-15 сентября, 2002). Донецк: ДонНТУ,

2002. Т. 1. С. 249–253.

30. Ажажа В. М., Горбенко Ю. В., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В. Влияние условий кристаллизации на структуру и механические свойства никелевого сплава ЖС32-ВИ. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (Часть II)*: сборник докладов 3-й Международной конференции (Харьков, 9-13 сентября, 2002). Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. С. 39–42.

31. Клочихин В.В., Цивирко Э.И., Жеманюк П.Д., Лысенко Н.А., Мьяльница Г.Ф., Федотов Е.Н. Рафинирование литейных отходов никелевых жаропрочных сплавов методом низкотемпературного вакуумного переплава и направленной кристаллизации в печах ПМП-4М. *Специальная металлургия: вчера сегодня, завтра*: Материалы Международной науч.-техн. конф. (8 – 9 октября 2002 г., г. Киев). К.: ИВЦ. Издательство “Політехніка”, 2002. С. 68–72.

32. Ladokhin S. V., Anikin Yu. F., Zemanyuk P. D., Klochihin V.V. Innovation in Superalloys Melting for Gas Turbine Engines Casting Production. *65th World Foundry Congress: Proceedings of the 65th World Foundry Congress, Gyeongyu, Korea, October 20 – 24, 2002*. P. 1033–1036.

33. Клочихин В. В., Цивирко Э. И., Ладохин С. В. Рафинирование жаропрочных никелевых сплавов для литья лопаток методом направленной кристаллизации. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (Часть II)*: сборник докладов 3-й Международной конференции (Харьков, 9-13 сентября, 2002). Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. С. 42–45.

34. Клочихин В.В., Цивирко Э.И., Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А. Высокотемпературный дифференциально-термический анализ сплава ЖС32-ВИ. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (Часть II)*: сборник докладов 4-ой Международной конференции. Харьков: ХАЭУ, 2003. С. 48–50.

35. Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И. Влияние различных способов рафинирования на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов. *Машиностроение и техносфера XXI века*: сборник трудов Международной науч.-техн. конф. (Севастополь, 8–14 сентября, 2003). Донецк:

ДонНТУ, 2003. Т. 2. С. 50–55.

36. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследование и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристалльных лопаток. *Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях: материалы 4-й ежегодной промышленной конференции с международным участием и выставки* (п. Славское, Карпаты 2-7 февраля, 2004). Киев: УИЦ "Наука. Техника, Технология", 2004. С. 154–157.

37. Klochihin V., Taran V., Tsivirko E., Vovk V. Refinement technology for heat resistant alloys wastes to cast monocrystal blades. *66th World Foundry Congress*, 6–9 September, 2004. Istanbul, Turkey. P. 1495–1500.

38. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Саенко С. Ю., Холомеев Г. А., Рудычева Т. Ю., Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А. Исследование микроструктуры жаропрочных никелевых сплавов, прошедших баротермическую обработку. *Машиностроение и техносфера XXI века: Сборник трудов XIII международной научно-технической конференции* (г. Севастополь, 11 – 16 сентября, 2006). Донецк: ДонНТУ, 2006. С. 29-34.

39. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А. Получение монокристаллических изделий из жаропрочных суперсплавов на Ni-основе кристаллизационно-деформационным методом. *Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий: труды четвертой международной конференции* (Жуковка, Большая Ялта, 18–22 сентября, 2006). Жуковка, Большая Ялта, 2006. С. 143.

40. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследования и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристалльных лопаток. *Молодежь в авиации: новые решения и перспективные технологии: тезисы докладов Международной молодежной научно-технической конференции* (Алушта, 15–18 мая, 2007). Алушта, 2007. С. 244–245.

41. Гнатенко О. В., Клочихин В. В., Наумик В. В. Производство жаропрочного никелевого сплава с использованием возврата. *Перспективные*

технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: материалы II международной научно-технической конференции (Краматорск, 7–14 сентября, 2009). Краматорск: ДГМА, 2009. С. 56–57.

42. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Производство жаропрочных никелевых сплавов из технологического литейного возврата. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* [Електрон. ресурс]: матеріали XI Міжнародної науково-практичної конференції (Київ, 23 квітня 2013 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2013. С. 196–200.

43. Клочихин В. В., Гнатенко О. В., Наумик В. В. Влияния высокотемпературной термовременной обработки расплава (ВТОР) на качество сплава ЖС32-ВИ. *Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок*: тезисы докладов X Международной научно-технической конференции (Алушта, 23–28 сентября, 2013). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2013. С. 89–91.

44. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Получение шихтовых заготовок жаропрочных никелевых сплавов из 100% литейного возврата. *Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве*: материалы IV Международной научно-технической конференции (Краматорск, 30 сентября – 4 октября 2013 г.). Краматорск: ДГМА, 2013. С. 106–107.

45. Клочихін В. В., Жеманюк П. Д., Наумик В. В., Цивірко Е. І. Вдосконалення технологічних процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток турбін із використанням повернення. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* [Електрон. ресурс]: матеріали XII Всеукраїнської науково-практичної конференції (Київ, 15 квітня 2014 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2014. С. 464–476.

46. Клочихін В. В., Наумик В. В. Отримання економічних відповідальних виливків з жароміцних нікелевих сплавів з використанням ливарного повернення. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні – 2019* [Електрон. ресурс]: матеріали XI Міжнародної наук.-техн. конф. (Київ, 30–31 травня, 2019). Київ: НТУУ «КПІ», 2019. С. 93–94.

SUMMARY

Klochikhin V.V. «Improvement of technological processes obtaining a heat-resistant nickel alloys for turbine blades using foundry return». Qualifying scientific work on the rights of the manuscript.

The dissertation is intended for a candidate degree in engineering science by specialty 05.16.01 – Metal science. – National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Ministry of Education and Science of Ukraine, Zaporizhzhia, 2020.

The dissertation is devoted to solving an important scientific and practical task – the development of materials bases of processes of obtaining high - quality heat - resistant nickel alloys with the use of technological return and application of modern methods of refining. In these alloys, as well as in finished cast products, mechanical, technological and operational properties are provided at the level of products made of primary materials.

A test procedure has been developed for cast blades of gas turbine engines at a bend angle.

It has been established that the most reliable and economical technology for cleaning the surface areas is shot blasting followed by blowing with electrocorundum and etching.

Directional crystallization of nickel alloys compared to bulk alloy provides refining of the alloy from such harmful impurities as oxygen, nitrogen, iron, lead, as well as nitride, carbonitride and oxide inclusions.

Low temperature vacuum remelting of nickel alloys ЖС32-ВН and ЖС26-ВН foundry return on the ПМН-4М installation allows to minimize burning of active expensive components (tantalum, rhenium, niobium, etc.).

In the process of studying the effect of the temperature gradient on the crystallization front of nickel alloy castings under conditions of height speed directional crystallization, it was established that the increased crystallization rates in the gallium-indium alloy provided a flat crystallization front and reduced the probability of

structural defects formation. It had a positive effect on the castings crack resistance and substantially increased their properties.

The high-temperature melt treatment (HTMT) brought its significantly homogeneity improvement, as a result of which the crystallization of the metal began with greater supercooling, the grinding of structural components was ensured, the development of the liquefaction processes decreased, and the properties of the castings significantly improved.

The cluster mechanism of the behavior of $\text{Ti}(\text{C},\text{N}) \cdot \text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$ microgroups and the similar was studied under conditions of an increase in HTMT temperatures. These microgroups began to break up and crumble at temperatures above 1800°C , rapidly losing nitrogen, and approach the carbides in composition. With a decrease in the holding time at HTMT, the microgroups did not have time to lose the shells from the dynamic clusters, which blocked the development of the γ -phase crystals nuclei and led to the supercooling of the melt.

The combined method of $\mathcal{K}\text{C}26$ and $\mathcal{K}\text{C}32$ alloys foundry return refining by vacuum-induction and electron-beam remelting made it possible to obtain charge blanks without the burnout of active alloying elements, with a dense and homogeneous structure, with an insignificant development of segregation and shrinkage processes. It has been found that by changing the power of the electron beam, it is possible to increase the efficiency of refining foundry return.

The production of Zh6K-VI, ZhS3DK-VI, ZhS26-VI and ZhS32-VI alloys was launched using up to 100% of the foundry return in the ULVAC FM-1-2-100 vacuum melting unit.

Keywords: heatproof nickel alloy, technological return, heart-time treatment, directed crystallization, macrostructure, mechanical properties, prolonged durability, high temperature corrosion.

PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION

Articles in scientific professional editions

1. Klochikhin V. V., Zhemanyuk P. D., Tsvirko E. I., Naumyk V. V. Properties of heat-resistant nickel alloys after VTOR. *New materials and technologies in metallurgy and machine-building*. 2000. No. 1. P. 41–46.
2. Tsvirko E. I., Klochihin V. V., Kolomoitsev O. G., Naumyk V. V. Volume and directional crystallization of nickel alloys. *Metal science and metal treatment*. 2000. No. 3. P. 5–11.
3. Gemanyuk P. D., Lysenko N. A., Klochikhin V. V., Tsyvriko E. I. Influence of composition and technological factors on the structure and properties of nickel alloys. *Metal science and thermal processing of metals*. 2001. No. 9. P. 19–23. [Scopus; Google Scholar]
4. Tsyvirko E. I., Zhemanyuk P. D., Klochikhin V. V., Naumyk V. V., Lunev V. V. Processes of crystallization, structure and properties of castings from heat-resistant nickel alloys. *Metal science and thermal processing of metals*. 2001. No. 10. P. 13–17. [Scopus; Google Scholar]
5. Tsvirko É. I., Zhemanyuk P. D., Klochikhin V. V., Naumik, V.V., Lunev V. V. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2001. № 43(9-10). P. 382–386. [Scopus; Web of Science; Google Scholar]
6. Anikin Yu. F., Dobkina Yu. G., Klochikhin V. V., Ladokhin S. V., Zhemanyuk P. D. Combined induction and electron beam smelting of foundry return of heat-resistant alloys ЖСЗДК and ЖС26-ВН. *Problems of special electrometallurgy*. 2002. №2. P. 43–49. [Scopus]
7. Azhazha V. M., Kovtun G. P., Ladygin A. N., Malykhin D. G. Rudycheva T. Yu., Sverdlov V. Ya., Tikhonovsky M.A., Shcherban A.P., Zhemanyuk P.D., Klochikhin V.V. Microstructure and properties of single crystals of nickel alloy HB-4. Influence of crystallization conditions on structure and properties. *Metallophysical newest technologies*. 2002. Vol. 24. No. 11. P. 1525–1536. [Web of Science; Google Scholar]

8. Gemanyuk P. D., Lysenko N. A., Klochikhin V. V., Tsyvirko E. I. Phase and structural transformations at high temperature melting of heat-resistant alloy. *New materials and technologies in metallurgy and machine-building*. 2003. No. 1. P. 10–14.

9. Azhaza V. M., Sverdlov V. Ya., Ladygin A. N., Rudycheva T. Yu., Zhemanyuk P.D., Lysenko N.A., Klochikhin V. V., Pedash A. A. The role of thermophysical conditions in the formation of a structure with directional crystallization of heat-resistant alloys on a nickel base. *Problems of atomic science and technology*. Series: Vacuum, pure materials, superconductors (14). 2004. № 6. P. 128–135. [Google Scholar]

10. Azhaza V. M., Sverdlov V. Ya., Kondratov A. A., Boguslaev A.V., Klochikhin V. V. Influence of crystallization conditions on the macroscopic crystallization front and structural perfection of single crystals of Ni-alloys. *Herald of the KhNU*. 2007. No. 781. Issue. 3 (35). P. 73–80. [Google Scholar]

11. Klochikhin V. V., Tsivkor E. I. Research and development of refining technology for heat-resistant alloys return for casting monocrystal blades. *Herald of the engine-building*. 2007. No. 2. P. 102–105.

12. Naumyk V. V., Klochikhin V. V., Tsvirko E. I., Lunev V. V. Influence of controlled crystallization on the structure and properties of castings from heat-resistant alloys. *Foundry*. 2011. No. 4. P. 13–16. [International edition]

13. Boguslaev A. V., Klochikhin V. V., Lysenko N. A., Naumyk V. V. The use of nanotechnologies in foundry production. *Herald of the DSMA*. 2011. No. 4 (25). P. 23–28. [Google Scholar]

14. Zhemanyuk P. D., Klochikhin V. V., Lysenko N. A., Naumyk V. V. Development of a comprehensive technology for obtaining responsible castings from heat-resistant nickel alloys. *Compressor and power engineering*. 2012. No. 1 (27). P. 47–51.

15. Boguslaev A. V., Klochikhin V. V., Lysenko N. A., Naumyk V. V. Modification of a heat-resistant alloy by carbon nanoparticles. *Foundry*. 2012. No. 7. P. 10–13. [International edition]

16. Klochikhin V. V., Gnatenko O. V., Naumyk V. V. Influence of high-temperature term-processing on the quality of the ЖС32-ВН alloy. *Metallurgy of mechanical engineering*. 2013. No. 3. P. 35–39. [International edition]

17. Klochikhin V. V., Zhemanyuk P. D., Tsvirko E. I., Naumyk V. V. Influence of the temperature gradient on the crystallization front on the structure of high-temperature nickel alloys ЖС32-ВІ and HB-4. *Metal and Casting of Ukraine*. 2014. № 7 (254). P. 24–28.

18. Zhemanyuk P. D., Klochikhin V. V., Lysenko N. A., Grechanyuk N. I., Naumyk V. V. Directional Crystallization of Castings from return of ZhS26-VI alloy refined by electron beam remelting. *New materials and technologies in metallurgy and machine-building*. 2016. No. 1. P. 40–46.

19. Klochikhin V. V., Zhemanyuk P. D., Naumyk V. V. On the test of turbine blades for bending angle. *Metallurgy of mechanical engineering*. 2016. No. 4. P. 50–51. [International edition]

20. Klochikhin V. V., Grechaniuk N. I., Smashnyuk Yu. A., Grechaniuk I. N., Naumyk V. V. Structure and properties of ingots obtained by electron-beam remelting of conditioned return of the heat-resistant ЖС26-ВІ alloy. *Modern electrometallurgy*. 2017. No. 4. P. 17–27.

21. Klochikhin V. V., Zhemanyuk P. D., Grechaniuk N. I., Naumyk V. V. Investigation of the quality of the material of ingots obtained by electron beam remelting from 100% waste of the HB-4 alloy. *Metal and casting of Ukraine*. 2018. No. 1 – 2 (296–297). P. 16–21.

22. Klochikhin V., Naumyk V. Improvement of technological processes obtaining a heat-resistant nickel alloys for turbine blades using foundry return. *MS and T 2019 – Materials Science and Technology 2019*. P. 1454–1458. [Scopus; Index Copernicus; Eurasian Scientific Journal Index]

Abstracts in the materials of domestic and international conferences

23. Dushheyko B.A., Korchagina L.I., Klochikhin V.V., Tsyvirko E.I. Influence of the termo-time treatment of the melt on the structure and properties of the EI437 and ЖС3ЖС alloys. *New constructional steels and alloys and methods of their processing for enhancement of reliability and durability of wares: Collection of scientific works ZSTU*. Zaporizhzhia: ZSTU, 1998. P. 78–79.

24. Klochikhin V.V., Lysenko N.A., Kolomoitsev A.G., Tsyvirko E.I.

Improvement of the structure and properties of castings after HTTM. *Improving the quality and economics of casting processes*: materials of the international scientific and technical conference. Odessa: OSPU, 2000. P. 30–33.

25. Klochikhin V.V., Zhemanyuk P.D., Naumik V.V., Tsyvirko E.I. Refining of the ЖСЗДК-ВІ alloy with high-temperature treatment of melt. *Nonmetal inclusions and gases in foundry alloys*: collection of scientific works of the IX international scientific and technical conference. Zaporozhye: ZSTU, 2000. P. 38–40.

26. Klochikhin V.V., Kolomoitsev A.G., Bialik G.A., Naumyk V.V. Crack resistance of castings from heat-resistant nickel alloys. *Nonmetal inclusions and gases in foundry alloys*: collection of scientific works of the IX international scientific and technical conference. Zaporizhzhia: ZDTU. 2000. P. 24–26.

27. Lysenko N.A., Zhemanyuk P.D., Klochikhin V.V., Tsivirko E.I. Studies of new mechanisms for structural hardening of high-temperature alloys. *Progressive technologies and systems of mechanical engineering*: International Coll. scientific works. Donetsk: DonSTU, 2001. Issue 17. P. 32–36.

28. Azhazha V. M., Gorbenko Yu. V., Kovtun G. P., Ladygin A. N., Malykhin D.G., Rudycheva T.Yu., Sverdlov V.Ya., Tikhonovsky M.A., Scherban A.P., Zhemanyuk P.D., Kolomoitsev A.G., Klochikhin V.V. Structure of single crystals of HB-4 and ЖС32ВІ nickel alloys. *High-purity metal and semiconductor materials*: collection of reports of the 8th International Symposium (Kharkov, April 22-27, 2002). Kharkiv: NSC KPTI, 2002. P. 52–56.

29. Klochikhin V.V., Tsivirko E.I., Lysenko N.A., Zhemanyuk P.D. Refining of the ЖС32ВІ alloy for castings of directional crystallization. *Mechanical engineering and the technosphere of the XXI Century*: proceedings of the IX International Scientific and Technical. conferences (Sevastopol, September 9-15, 2002). Donetsk: DonNTU, 2002. vol. 1. P. 249–253.

30. Azhazha V.M., Gorbenko Yu.V., Zhemanyuk P.D., Klochikhin V.V. Influence of crystallization conditions on the structure and mechanical properties of the ЖС32ВІ nickel alloy. *Heat-resistant alloys of directional crystallization*, section II: collection of reports of the 3rd International Conference (Kharkov, September 9-13,

2002). Kharkov: NSC KPTI, 2002. P. 39–42.

31. Klochikhin V.V., Tsivirko E.I., Zhemanyuk P.D., Lysenko N.A., Myalnitsa G.F., Fedotov E.N. Refining of foundry waste of nickel superalloys by low-temperature vacuum remelting and directional rystallization in ПМП-4М furnaces. *Special metallurgy: yesterday, today, tomorrow: Materials of the International Scientific and Technical conf.* (October 8 – 9, 2002, Kiev). K.: IEC. Publishing house “Polytechnic”, 2002. P. 68–72.

32. Ladokhin S. V., Anikin Yu. F., Zemanyuk P. D., Klochihin V.V. Innovation in Superalloys Melting for Gas Turbine Engines Casting Production. *65th World Foundry Congress: Proceedings of the 65th World Foundry Congress, Gyeongyu, Korea, October 20 – 24, 2002.* P. 1033–1036.

33. Klochikhin V.V., Tsivirko E.I., Ladokhin S.V. Refining of heat-resistant nickel alloys for casting blades by the method of directional solidification. *Equipment and technology for heat treatment of metals and alloys (Part 2): Col. reports of the 3rd International Scientific-Technical. conf* (Kharkov, September 9-13, 2002). Kharkiv: NNU KPTI, 2002. P. 42–45.

34. Klochikhin V.V., Tsivirko E.I., Zhemanyuk P.D., Lysenko N.A. High-temperature differential thermal analysis of the ЖС32ВН alloy. Equipment and technologies for heat treatment of metals and alloys (Part II): collection of reports of the 4th International Conference. Kharkov: KAEU, 2003. P. 48–50.

35. Klochikhin V.V., Lysenko N.A., Zhemanyuk P.D., Tsivirko E.I. Influence of various refining methods on the structure and properties of heat-resistant nickel alloys. *Mechanical Engineering and Technosphere of the XXI Century: Proceedings of the international scientific and technical conference* (Sevastopol, September 8-14, 2003). Donetsk: DonNTU, 2003. Vol. 2. P. 50–55.

36. Klochikhin V. V., Tsivirko E. I. Research and development of refining technology from heat-resistant alloys waste for casting single-crystal blades. *Efficiency of realization of scientific, resource and industrial potential in modern conditions: Materials of the 4th annual industrial conference with international participation and exhibitions* (p. Slavske, Karpaty February 2-7, 2004). 2 – 7 february, 2004). Kiev: UIC

"Science. Engineering, Technology", 2004. P. 154–157.

37. Klochihin V., Taran V., Tsivirko E., Vovk V. Refinement technology for heat resistant alloys wastes to cast monocrystal blades. *66th World Foundry Congress*, 6–9 September, 2004. Istanbul, Turkey. P. 1495–1500.

38. Azhazha V. M., Sverdlov V. Ya., Ladygin A. N., Saenko S. Yu., Kholomeev G. A., Rudycheva T. Yu., Boguslaev A.V., Klochihin V.V., Lysenko N A. Research of the microstructure of heat-resistant nickel alloys that have undergone barothermic treatment. *Mechanical Engineering and Technosphere of the XXI Century: Proceedings of the XIII international scientific and technical conference* (Sevastopol, September 11 - 16, 2006). Donetsk: DonNTU, 2006. P. 29–34.

39. Azhazha V.M., Sverdlov V.Ya., Ladygin A.N., Boguslaev A.V., Klochihin V.V., Lysenko N.A. Production of single-crystal products from heat-resistant Ni-based superalloys based on crystallization-deformation method. *Materials and Coatings under Extreme Conditions: Research, Application, Environmentally Clean Production and Utilization of Products: proceedings of the fourth international conference* (Zhukovka, Boljshaja Jalta, September 18–22, 2006). Zhukovka, Boljshaja Jalta, 2006. P. 143.

40. Klochihin V.V., Tsivirko E.I. Research and development of technology for heat-resistant alloys waste refining for casting single-crystal blades. *Youth in Aviation: New Solutions and Promising Technologies: abstracts of the International Youth Scientific and Technical Conference*. Alushta, 2007. P. 244–245.

41. Gnatenko O.V., Klochihin V.V., Naumyk V.V. Production of heat-resistant nickel alloy using return. *Promising technologies, materials and equipment in the foundry industry: Proceedings of the II International Scientific and Technical Conference* (Kramatorsk, September 7-14, 2009). Kramatorsk: DGMA, 2009. P. 56–57.

42. Zhemanyuk P.D., Klochihin V.V., Lysenko N. A., Naumyk V.V. Production of heat-resistant nickel alloys from technological casting return. *Special Metallurgy: Yesterday, Today, Tomorrow* [Electron. resource]: materials of the XI International Scientific and Practical Conference (Kyiv, April 23, 2013). K.: NTUU "KPI", 2013. P. 196 – 200.

43. Klochikhin V.V., Gnatenko O.V., Naumyk V.V. Influence of high-temperature term-time melt treatment (VTOR) on the quality of the ЖС32ВН alloy. *Progressive Technologies of the Life Cycle of Aviation Engines and Power Plants: abstracts of Reports X International Scientific and Technical Conference (Alushta, September 23–28, 2013)*. Zaporozhye: Motor Sich JSC, 2013. P. 89–91.

44. Zhemanyuk P.D., Klochikhin V.V., Lysenko N.A., Naumyk V.V. Reception of charge blanks of heat-resistant nickel alloys from 100% casting return. *Perspective technologies, materials and equipment in foundry production: materials of the IV International scientific and technical conference (Kramatorsk, September 30 – October 4, 2013)*. Kramatorsk: DSMA, 2013. P. 106–107.

45. Klochikhin V.V., Zhemanyuk P.D., Naumyk V.V., Tsyvirko E.I. Improvement of technological processes for obtaining heat-resistant nickel alloys for turbine blades using return. *Special Metallurgy: Yesterday, Today, Tomorrow [Electron. resource]: Materials of the XII All-Ukrainian Scientific and Practical Conference (Kyiv, April 15, 2014)*. K.: NTUU "KPI", 2014. P. 464–476.

46. Klochikhin V.V., Naumik V.V. Production of economical responsible castings from heat-resistant nickel alloys using casting return. *New Materials and Technologies in Mechanical Engineering – 2019: proceedings of the XI Scientific and Technical Conference (Kyiv, May 30-31, 2019)*. Kyiv: NTUU "KPI", 2019. P 93–94.

ЗМІСТ

Перелік умовних позначень.....	23
Вступ.....	24
Розділ 1 Отримання жароміцних нікелевих сплавів і литих лопаток газотурбінних двигунів	34
1.1 Особливості експлуатації та вимоги до матеріалу литих лопаток ГТД.....	35
1.2 Коротка характеристика сучасних ливарних жароміцних нікелевих сплавів.....	38
1.2.1 Застосування нових сплавів і зворотних відходів.....	38
1.2.2 Особливості макро- і мікроструктури.....	47
1.3 Взаємозв'язок рідкого і твердого станів жароміцних сплавів.....	52
1.4 Технологічні процеси рафінування сплавів.....	56
1.5 Роль кристалізації у рафінуванні сплаву	60
1.6 Обґрунтування і постановка задачі дослідження.....	70
Розділ 2 Матеріали та методика досліджень	72
2.1 Виплавка сплавів і отримання виливків	72
2.2 Визначення хімічного складу	78
2.3 Диференціальний термічний аналіз	79
2.4 Якість поверхні та макроструктура виливків	80
2.5 Мікроструктура виливків	83
2.6 Механічні випробування	85
2.7 Методика випробування лопаток на кут загину	85
2.8 Висновки.....	88
Розділ 3 Дослідження процесів рафінування ливарного звороту нікелевих сплавів.....	89
3.1 Дослідження очищення ливарних відходів	89
3.2 Вплив умов кристалізації на структуру та властивості	96
3.3 Високотемпературна обробка розплаву (ВТОР).....	123

	22
3.4 Комбінований метод рафінування сплавів	136
3.5 Висновки.....	149
Розділ 4 Промислове впровадження.....	151
4.1 Виготовлення лопаток з використанням технологічного звороту.....	151
4.2 Виробництво жароміцних нікелевих сплавів з використанням технологічного звороту	153
4.2.1 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту	153
4.2.2 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС3ЛС-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту.....	154
4.2.3 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту	157
4.2.4 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ з використанням у шихті власного технологічного звороту.....	161
4.3 Висновки	166
Висновки	167
Список використаних джерел	171
Додаток А.....	190
Додаток Б.....	191
Додаток В	195
Додаток Г.....	198
Додаток Д. Перелік опублікованих робіт за темою дисертації.....	199

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ГТД – газотурбінний двигун;

ГТУ – газотурбінна установка;

ЖНС – жароміцний нікелевий сплав;

ЕПП – електронно-променевий переплав;

ВП – вакуумно-індукційний переплав;

ВДП – вакуумно-дуговий переплав;

ЕПП – електронно-променевий переплав;

ЕШП – електро-шлаковий переплав;

ВТОР – високотемпературна обробка розплаву;

РК – рівновісна кристалізація;

СК – спрямована кристалізація;

ВСК – високошвидкісна спрямована кристалізація;

КГО – кристалографічна орієнтація.

ВСТУП

Лопатки сучасних газотурбінних двигунів з рівнобісною та направленою макроструктурою виготовляють з жароміцних нікелевих сплавів типа EI437, ЖСЗЛС, ЖСЗДК, ЗМІ-ЗУ, ЖС6У, ЖС26, ЖС32, МАР-М-002 і інших на установках типу УППФ-3М і УВНК-8П.

Сучасні економічні умови вимагають зниження собівартості виробів при збереженні рівня їх експлуатаційних властивостей. Одним з шляхів зниження вартості виливків з жароміцних нікелевих сплавів є використання в шихті при їх виплавленні технологічного звороту.

Перед використанням поверхневі зони ливарних відходів проходять попереднє очищення. Для збереження властивостей на рівні виробів, отриманих з використанням винятково первинних шихтових матеріалів, застосовують різноманітні технологічні процеси рафінування сплавів. В той же час, закономірності, що забезпечують ефективність останніх, на даний момент вивчені ще недостатньо.

Актуальність роботи. Представлена робота присвячена вирішенню важливої наукової та практичної задачі – розвитку матеріалознавчих основ процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток газотурбінних двигунів при повторному використанні в шихті технологічного звороту за рахунок застосування різних технологічних процесів та методів рафінування, що забезпечують відповідність усім вимогам нормативно-технічної документації до матеріалу та литих виробів за рівнем фізико-механічних, жароміцних та експлуатаційних властивостей.

Зв'язок роботи з науковими програмами планами, темами. Дисертацію виконано на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка» відповідно до:

– Закону України «Про пріоритетні напрями розвитку науки та техніки» від 11.07.2001 р № 2623-III;

– спільних науково-дослідних робіт Національного університету «Запорізька політехніка» та АТ «Мотор Січ»: «Дослідження та розробка технології виробництва лопаток спрямованої кристалізації з використанням зворотних відходів сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ» (№4612, 2002 р.); «Експериментальні та технологічні дослідження з розробки технологічного процесу лиття турбінних лопаток для турбореактивного двоконтурного двигуна (ТРДД) в класі тяги 6500...9000 кгс» (№2622, 2012 р.), виконаної, як складову частину бюджетної програми КПКВК 2601170 «Державна підтримка виробництва авіаційної техніки і вертольотів та двигунів до них, в тому числі через механізм здешевлення кредитів» та «Рафінування електронно-променевим переплавом зворотних відходів жароміцних нікелевих сплавів для литих деталей авіаційного авіабудування, що отримуються методом високошвидкісної спрямованої кристалізації» (№2616, 2016-2017 рр., № державної реєстрації 0117U001818), науково-дослідної роботи «Розробка та випробування імпортозамінних та ресурсозберігаючих технологій виробництва високоякісного литва з кольорових сплавів для авіадвигунів подвійного призначення» (ДБ 02319, 2019 р. № державної реєстрації 0119U100527), в яких автор був виконавцем.

Мета роботи. Розвиток матеріалознавчих основ процесів отримання якісних жароміцних нікелевих сплавів із використанням технологічного звороту та застосуванням сучасних методів рафінування, а також забезпечення в них і в готових литих виробах механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей на рівні виробів з первинних матеріалів.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні наукові та прикладні задачі:

1. Аналіз сучасних технологічних процесів одержання литих лопаток із жароміцних нікелевих сплавів для газотурбінних двигунів з використанням технологічного звороту.
2. Аналіз складу і розподілу шкідливих домішок в ливарних відходах нікелевих жароміцних сплавів.
3. Вивчити особливості рафінування ливарних відходів нікелевих сплавів в

різних термочасових умовах.

4. Вивчити вплив кристалізаційних процесів на рафінування ливарних відходів нікелевих сплавів.

5. Дослідити поведінку нітридів і карбонітридів титану при високотемпературному обробленні розплаву нікелевих сплавів.

6. Визначити раціональну технологію рафінування ливарних відходів нікелевих сплавів, що забезпечує щільну структуру та необхідні властивості виливків.

7. Розробити методику випробування литих лопаток газотурбінних двигунів на кут загину.

8. Провести апробацію та впровадити на АТ «Мотор Січ» раціональну технологію отримання якісних шихтових заготовок і лопаток з використанням ливарних відходів нікелевих сплавів.

Об'єкт дослідження – процеси, що забезпечують отримання якісних жароміцних нікелевих сплавів для лопаток газотурбінних двигунів з використанням технологічного звороту, які відповідають всім вимогам нормативно-технічної документації за рівнем фізико-механічних, жароміцних та експлуатаційних властивостей.

Предмет дослідження – закономірності зміни структури, фізико-механічних, жароміцних та експлуатаційних властивостей нікелевих сплавів в залежності від використання при виплавленні в шихті технологічного звороту та застосування різноманітних технологічних процесів і методів рафінування.

Методи дослідження. Плавлення жароміцних нікелевих сплавів проводили на установках типу УППФ-3М, ULVAC FM 1-2-100, УВНК-8П і ПМП-4М. За допомогою стандартних методик вивчали хімічний склад, структуру, фізико-механічні властивості матеріалу дослідних зразків при різних температурах.

Диференціальний термічний аналіз проводили на автоматичній установці ВДТА-8МЗ в середовищі гелію. Якість поверхні виливків контролювали візуальним оглядом та капілярним методом ЛЮМ1-ОВ.

З використанням розробленої методики провели випробування литих лопаток ГТД на кут вигину.

Наукова новизна.

1. Вперше вивчено кластерний механізм поведінки мікрогрупувань $Ti(C,N) \cdot Ni_3(Ti,Al)$ та подібних їм в умовах підвищення температур високотемпературної обробки розплаву (ВТОР). Встановлено, що в процесі тривалої витримки при температурах вище 1800 °С дані мікрогрупування починають дробитися та руйнуватися, інтенсивно втрачаючи азот і наближаючись за складом до карбідів. Зменшення часу витримки при ВТОР призвело до того, що мікрогрупування не встигали втратити оболонки з динамічних кластерів, що блокувало розвиток зародків кристалів γ -фази та призводило до переохолодження розплаву.

2. Отримали подальший розвиток наукові та технологічні уявлення про особливості рафінування технологічного звороту в процесі спрямованої кристалізації. Встановлено, що спрямована кристалізація нікелевих сплавів, у порівнянні з об'ємною, забезпечує рафінування сплаву від таких шкідливих домішок як кисень, азот, залізо, свинець, а також нітридних, карбонітридних та оксидних включень. Спрямована кристалізація тонкостінних виливків не забезпечує очищення металу від оксидних плівок, шлакових включень та необхідної щільної структури. В аналогічних умовах було отримано якісні зливки діаметром 80 мм, при цьому низькотемпературне вакуумне переплавлення дозволяє звести до мінімуму випалювання активних кошових легувальних елементів (тантал, реній, ніобій та ін.).

3. Отримали подальший розвиток теоретичні уявлення про вплив температурного градієнту на фронт кристалізації нікелевих сплавів в умовах високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК). Встановлено, що підвищення швидкості кристалізації в сплаві галію з індієм забезпечують формування плоского фронту кристалізації. Це дозволяє знизити ймовірність утворення структурних дефектів і підвищити тріщиностійкість та інші властивості виливків.

4. Отримали подальший розвиток теоретичні уявлення про високотемпературне оброблення розплаву ливарних відходів. Встановлено суттєве випалювання практично всіх легувальних елементів, особливо зі збільшенням тривалості витримки. Водночас відбувається зниження вмісту азоту в сплавах, а також підвищення однорідності розплаву, в результаті чого кристалізація металу починалася при більшому переохолодженні. Це дозволило забезпечити подрібнення структурних складових, зниження розвитку ліквідаційних процесів і суттєво поліпшити властивості виливків.

5. Отримали подальший розвиток технологічні уявлення про комплексне рафінування ливарних відходів в процесі вакуумного індукційного та електронно-променевого переплавів. Встановлено, що змінювання потужності електронного променя дозволяє підвищувати ефективність рафінування. Комбінований метод рафінування дозволив отримати шихтову заготовку сплавів ЖС26 і ЖС32 без випалювання активних легувальних елементів з щільною та однорідною структурою, практично без ліквідаційних та усадочних дефектів.

Обґрунтованість і достовірність наукових положень, висновків і рекомендацій забезпечується узгодженістю отриманих експериментальних і виробничих даних за загально прийнятими уявленнями про використання при виплавці жароміцних нікелевих сплавів в шихті ливарного звороту, про застосування різних технологічних процесів і методів рафінування та закономірностях їх впливу на структуру, фізико-механічні, жароміцні та експлуатаційні властивості; а також коректністю застосування сучасних існуючих методів дослідження і розробленого методу випробування литих лопаток ГТД на кут загину, оцінкою похибок отриманих результатів і залежностей, практичним використанням отриманих наукових результатів.

Практичне значення отриманих результатів.

1. Розроблений метод випробування литих лопаток газотурбінних двигунів на кут загину випробувано при виробництві дослідно-промислової партії лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву та

впроваджено на АТ «Мотор Січ». Проведені випробування підтвердили достовірність та добру стабільність результатів, отриманих за даною методикою, що дозволило рекомендувати її для поширення широкої практики оцінки можливих варіантів якості лопаток у виробництві (Додаток А).

2. Встановлено, що з використанням технологічного звороту можуть виготовлятися якісні виливки з жароміцних нікелевих сплавів із рівноважною та спрямованою макроструктурою, що задовольняють всім вимогам нормативно-технічної документації. Найбільш надійною та економічною технологією очищення поверхневих зон технологічного звороту є дробеструменеве оброблення з наступним обдуванням електрокорунду і травленням.

3. Спрямована кристалізація злиwkів діаметром 80 мм із сплавів ЖС32-ВІ, ЖС26-ВІ, ВЖЛ12У-ВІ в умовах знижених температур (не більше 1455 °С) на установці ПМП-4М забезпечила мінімальний угар активних дорогих легувальних елементів (тантал, реній, ніобій і ін.), очищення металу від оксидних плівок, шлакових включень та отримання необхідної щільної структури.

4. Підвищення швидкості кристалізації вилиwkів з нікелевих сплавів в умовах ВСК в сплаві галію з індієм забезпечують плаский фронт кристалізації та знижують ймовірність утворення структурних дефектів, що підвищує їх тріщиностійкість та інші властивості.

5. Дослідно-промислове випробування розробленого комбінованого методу рафінування жароміцних нікелевих сплавів в процесі вакуумного індукційного і електронно-променевого переплавів на базі АТ «Мотор Січ» довело його високу ефективність і перспективність для використання на підприємствах авіаційного та енергетичного машинобудування. Комбінований метод рафінування ливарних відходів сплавів ЖС26 і ЖС32 (ВІП+ЕПП) дозволив отримати шихтові заготовки без угару активних легувальних елементів, щільною й однорідною структурою, з незначним розвитком ліквідаційних і усадочних процесів. При цьому, на відміну від високотемпературної обробки розплаву, процес ВІП+ЕПП не вимагає спеціальних вогнетривів для плавильного тигля та системи напуску інертного газу (Додаток Б).

6. На базі АТ «Мотор Січ» налагоджено серійне виробництво робочих лопаток, що відливаються методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ з використанням 50% первинного технологічного звороту.

У вакуумній плавильній установці «ULVAC» FM-1-2-100 налагоджено виробництво сплавів ЖС6К-ВІ, ЖСЗДК-ВІ, ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ з використанням в шихті до 100 % технологічного звороту. Хімічний склад отриманих пруткових заготовок за висотою відповідає вимогам технічних умов. Механічні та жароміцні властивості зразків, що досліджувались, відповідають вимогам нормативно-технічної документації. Очікуваний економічний ефект від впровадження технології виробництва жароміцних нікелевих сплавів з використанням технологічного звороту за 2019 р. складає 7700 тис. грн.. (Додаток В).

7. Отримані теоретичні та практичні результати впроваджені в навчальний процес кафедри «Машини і технологія ливарного виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка» (Додаток Г).

Особистий внесок здобувача. Основні результати та висновки, наведені в дисертаційній роботі, були отримані та зроблені автором самостійно. У роботах, опублікованих у співавторстві, пошукачеві належать:

– постановка експериментів з визначення впливу складу і технологічних факторів на структуру та властивості жароміцних нікелевих сплавів і виливків з них з рівновісною, спрямованою та монокристалічною макроструктурою, аналіз отриманих результатів [119, 122, 125, 126, 127, 128, 131, 153, 156, 166];

– проведення досліджень структури, механічних та експлуатаційних властивостей виливків із жароміцних нікелевих сплавів зі спрямованою та монокристалічною макроструктурою [113, 114, 120, 121, 130 - 132, 135, 137, 143];

– проведення аналізу результатів рафінування ливарного звороту жароміцних сплавів в процесі низькотемпературного вакуумного переплавлення та спрямованої кристалізації, вивчення впливу даних процесів на структуру та властивості сплавів і виливків [144 - 148, 150, 155, 159];

- вивчення властивостей сплавів і виливків, аналіз і узагальнення отриманих результатів [117, 125, 126, 127, 151, 152, 154, 155, 160, 161];
- вивчення та пояснення нових механізмів структурного зміцнення, фазових та структурних перетворень при ВТОР, аналіз і узагальнення отриманих результатів [149, 153, 158];
- розробка комплексних технологічних процесів отримання якісних виливків і зливків [125-127, 162-164];
- проведення високотемпературного диференційно-термічного аналізу жароміцного нікелевого сплаву [157];
- проведення досліджень із вивчення якості металу після об'єднаного вакуумно-індукційного і електронно-променевого переплаву [165-169];
- розробка технологічного процесу одержання жароміцних нікелевих сплавів із власного технологічного звороту [123, 124, 170].

Апробація результатів дисертації. Матеріали дисертаційної роботи доповідалися та обговорювалися на міжнародних і республіканських конференціях, семінарах: Міжнародна конференція «Нові конструкційні сталі та стопи та методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів» (Запоріжжя, 1998 р.); Міжнародна науково-технічна конференція «Повышение качества и экономичности литейных процессов» (Одеса, 2000 р.); IX Міжнародна науково-технічна конференція «Неметалеві включення і гази в ливарних сплавах» (Запоріжжя, 2000 р.); VIII Міжнародна науково-технічна конференція «Прогрессивные технологии и системы машиностроения» (Донецьк, 2001 р.); VIII Міжнародний симпозіум «Высокочистые металлические и полупроводниковые материалы» (Харків, 2002 р.); IX, X і XIII Міжнародні науково-технічні конференції «Машиностроение и техносфера XXI века» (Севастополь, 2002, 2003, 2006 рр.); III та IV Міжнародні конференції «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов» (Харків, 2002, 2003 рр.); II, XI і XII Міжнародні науково-технічні конференції «Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра» (Київ, 2002, 2013, 2014 рр.); 65th World Foundry Congress (Кьонджу, Корея, 2002 р.); IV щорічна Промислова

конференція з міжнародною участю та виставка «Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях» (п.Славське, Карпати, 2004р.); 66th World Foundry Congress (Стамбул, Туреччина, 2004 р.); IV Міжнародна конференція «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий» (Жуковка, Росія, 2006 р.); Міжнародна молодіжна науково-технічна конференція «Молодежь в авиации: новые решения и перспективные технологии» (Алушта 2007 р.); II і IV Міжнародні науково-технічні конференції «Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве» (Краматорськ, 2009, 2013 pp.); X Міжнародна науково-технічна конференція «Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок» (Запоріжжя, 2013 р.); XI Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні – 2019» (Київ, 2019 р.); MS and T 2019 - Materials Science and Technology 2019 (Portland, Oregon USA, 2019 р.).

Публікації. Основні матеріали і результати дисертації опубліковані в 46 роботах, з них: 22 – статті у фахових наукових виданнях, з яких 9 входять до наукометричних баз даних, а також в 24 матеріалах і тезах доповідей на конференціях.

Робота виконана в Національному університеті «Запорізька політехніка» на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва».

Основні дослідницькі роботи проводилися в Національному університеті «Запорізька політехніка» на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва», а також на АТ «Мотор Січ».

Автор висловлює подяку колективу співробітників ливарного цеху № 10, управління головного металурга і центральної заводської лабораторії АТ «Мотор Січ» і ДП «Івченко – Прогрес» за надану технічну допомогу та інформацію, за час і увагу, що приділялися до висловлених автором теоретичних ідей та практичних рекомендацій; за сприяння в їх апробації шляхом постановки виробничих експериментів і впровадження у виробництво.

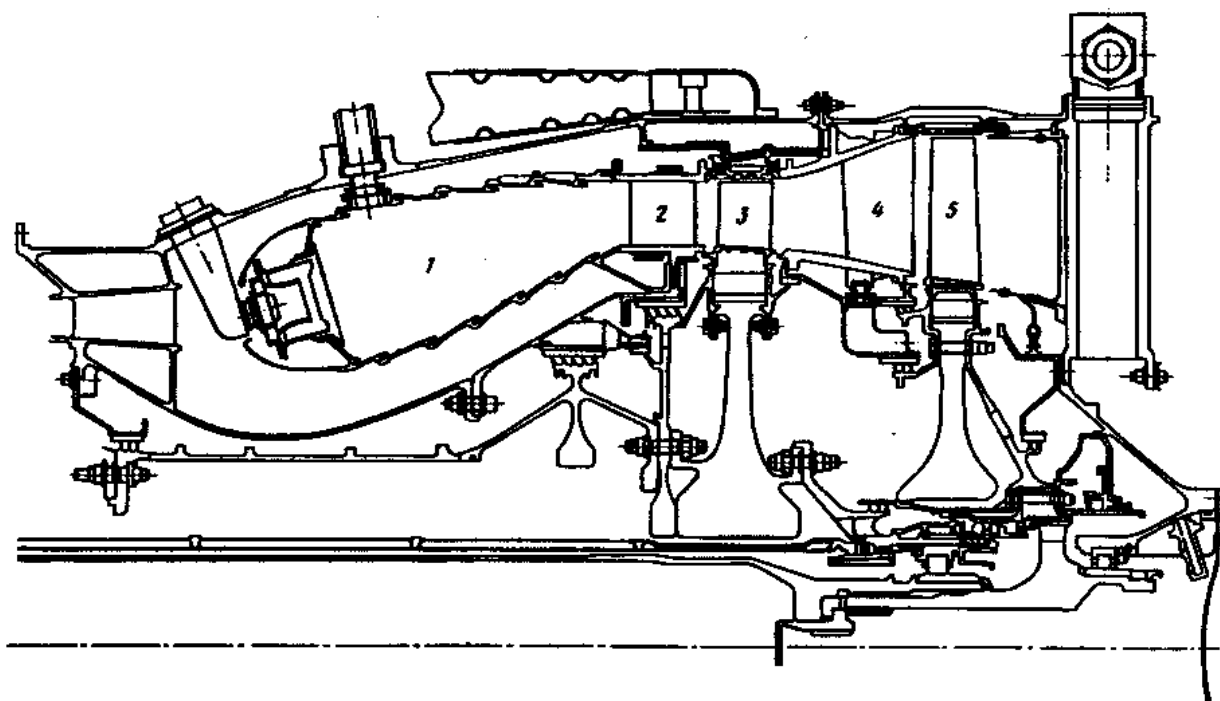
Автор висловлює подяку науковому керівнику Наумику В.В. за увагу і допомогу, надану у виборі наукового напрямку дисертації, в обговоренні отриманих результатів, узагальнень і висновків.

Автор висловлює подяку вченим Національного університету «Запорізька політехніка»: Луньову В.В., Цивірко Е.І., Бяліку Г.А., іншим членам кафедри «Машини і технологія ливарного виробництва» за допомогу в постановці експериментів, за участь в обговоренні отриманих експериментальних даних і теоретичні висновки.

РОЗДІЛ 1

ОТРИМАННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ І ЛИТИХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

Газотурбінні двигуни (ГТД) широко застосовуються в авіації, на промислових газотурбінних установках, у наземному та морському транспорті [1-5]. У камері згоряння сучасного авіадвигуна (рис. 1.1) температура газового потоку перевищує $1650\text{ }^{\circ}\text{C}$, а після змішування з надмірною кількістю охолоджуючого повітря компресора газовий потік надходить на лопатки турбіни при температурах від $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ (перші покоління ГТД) до $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (сучасні ГТД) [1].

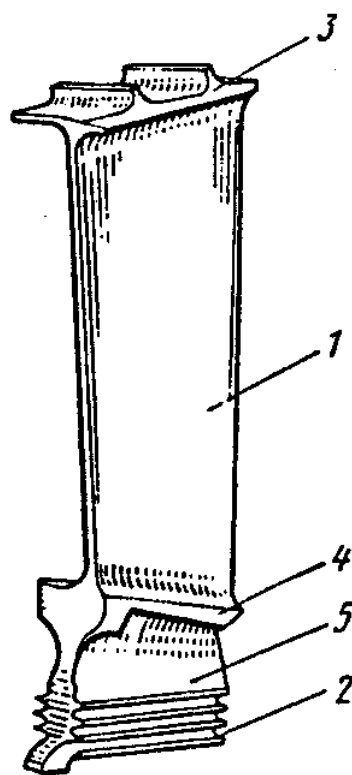


1 – камера згоряння; 2 – спрямовуючі (соплові) лопатки ступеню високого тиску; 3 – робочі (турбінні) лопатки ступеню високого тиску; 4 – спрямувальні лопатки ступеню низького тиску; 5 – робочі лопатки ступеню низького тиску.

Рисунок 1.1 – Перетин камери згоряння і турбіни ГТД [1]

1.1 Особливості експлуатації та вимоги до матеріалу литих лопаток газотурбінних двигунів

Лопатки турбіни, що обертаються, є найбільш відповідальними деталями ГТД та слугують для перетворення кінематичної енергії гарячих газів в «кінські сили» робочого валу та силових пристроїв [1, 6-9]. Зі збільшенням температури газового потоку, що подається на робочі лопатки підвищується потужність і економічність ГТД. Так, потужність ГТД зростає на 4%, якщо температура газового потоку збільшується на 56 °С [1, 10]. Для сучасних ГТД кращим матеріалом для лопаток, що не охолоджуються (рис. 1.2) і охолоджуються повітрям (рис. 1.3) є високоміцні ливарні нікелеві сплави, до складу яких, крім основи нікелю, можуть надходити хром (5,5...15%), кобальт (4,6...15%), титан (0,9...4,2%), вольфрам (2,0...18,6%), тантал (2,8...12,1%) та інші елементи [11-20].



1 – перо; 2 – хвостовик; 3 – верхня бандажна полка; 4 – нижня бандажна полка; 5 – ніжка.

Рисунок 1.2 – Конструктивні елементи лопатки турбіни [1]

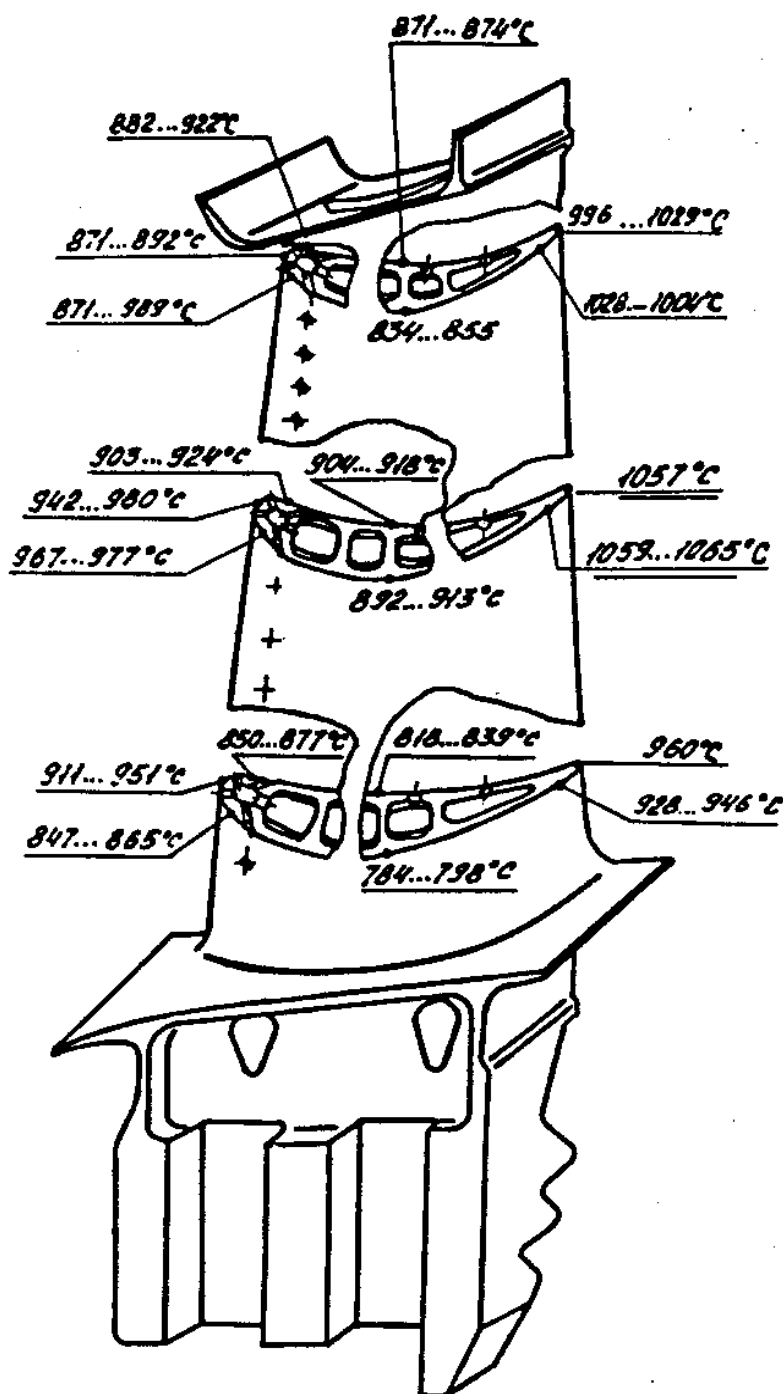


Рисунок 1.3 – Температурне поле лопатки турбіни першого ступеня ГТД, що охолоджується [1]

Лопатки першого ступеня ГТД працюють при температурах, що досягають $(0,8...0,9) T_{пл}$, що істотно знижує границю короточасної міцності σ_b матеріалу лопаток. Лопатки знаходяться під впливом відцентрової сили власної маси та поперечних аеродинамічних сил, що створюються потоком газу в турбіні. Так, напруги від відцентрових сил в кореневій частині робочих лопаток ГТД, що

охолоджуються, досягає 277 МПа [1]. Поєднання підвищених температур і напружень породжує проблему повзучості матеріалу лопаток. В результаті нерівномірного розподілу температур за об'ємом лопатки (див. рис. 1.3) виникають значні внутрішні напруги, що призводять, в ряді випадків, до утворення тріщин від термічної втоми. Робочі лопатки переміщуються в просторі разом зі спрямляючими лопатками, камерою згоряння, системою опор і результуючі сили, прикладені до лопаток, коливаються, що породжує явище багатоциклової втоми. Особливо небезпечні резонансні коливання, що призводять до вібрації у всьому діапазоні робочих швидкостей обертання і швидкого руйнування елементів ГТД. При запусканні двигуна (низькотемпературний режим) лопатка повинна мати достатні границю міцності (σ_B) і плинності (σ_T), а при високих температурах (злітний і робочий режими) – границю тривалої міцності (σ_T^T) і повзучості ($\sigma_{\delta/T}^T$).

Омивання лопаток газами, що мають високу температуру і містять агресивні сполуки SO_3 , CO_2 , V і лужноземельних металів, призводить до розвитку газової корозії і, в кінцевому підсумку, до руйнування лопатки [21-27]. При експлуатації ГТД можливі випадки потрапляння в турбіну сторонніх предметів, обрив однієї або декількох лопаток, руйнування валу турбіни з короткочасним збільшенням його обертів і входженням обертового ротора в зіткнення зі статором. У цих випадках необхідна локалізація руйнування за рахунок погашення енергії сторонніх предметів, що залишилися лопатками шляхом деформації їх вигином без руйнування.

Таким чином, для забезпечення завдань експлуатаційних характеристик ГТД матеріал лопаток повинен забезпечувати необхідний рівень таких показників, як границя короткочасної міцності (σ_B), плинності (σ_T), втомної міцності (σ_{-1}), тривалої міцності (σ_T^T), повзучості ($\sigma_{\delta/T}^T$), пластичності, ударної в'язкості, жаростійкості, опору термічної втоми ($N_{\text{ЦИКЛІВ}}$).

1.2 Коротка характеристика сучасних ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Більш високу жароміцність ливарних сплавів (у порівнянні з деформованими) і коефіцієнт використання матеріалу (0,60...0,80 замість 0,10...0,20), зниження трудомісткості при виготовленні лопаток, що охолоджуються в 3...4 рази – все це забезпечило широке застосування ливарних жароміцних сплавів в сучасних авіаційних ГТД [14, 28-30]. Сучасні технології лиття лопаток надзвичайно складні та коштовні. Ціна ливарних жароміцних сплавів, що містять Re і Ta, зросла до 150...200 \$ США за 1 кг, а ціна однієї охолоджувальної лопатки з монокристалічною структурою вагою 0,1 кг оцінюється в 1300...1400 \$ США. До складу сучасних нікелевих жароміцних сплавів окрім основи нікелю надходять легувальні елементи, які зміцнюють твердий розчин, забезпечують дисперсійне зміцнення сплавів і захист їх поверхні від окислення. У сплавах також присутні мікродобавки корисних елементів, що додаються спеціально в метал у контрольованих кількостях і шкідливі елементи (домішки), які випадково потрапляють у готовий метал [28-37] (рис. 1.4).

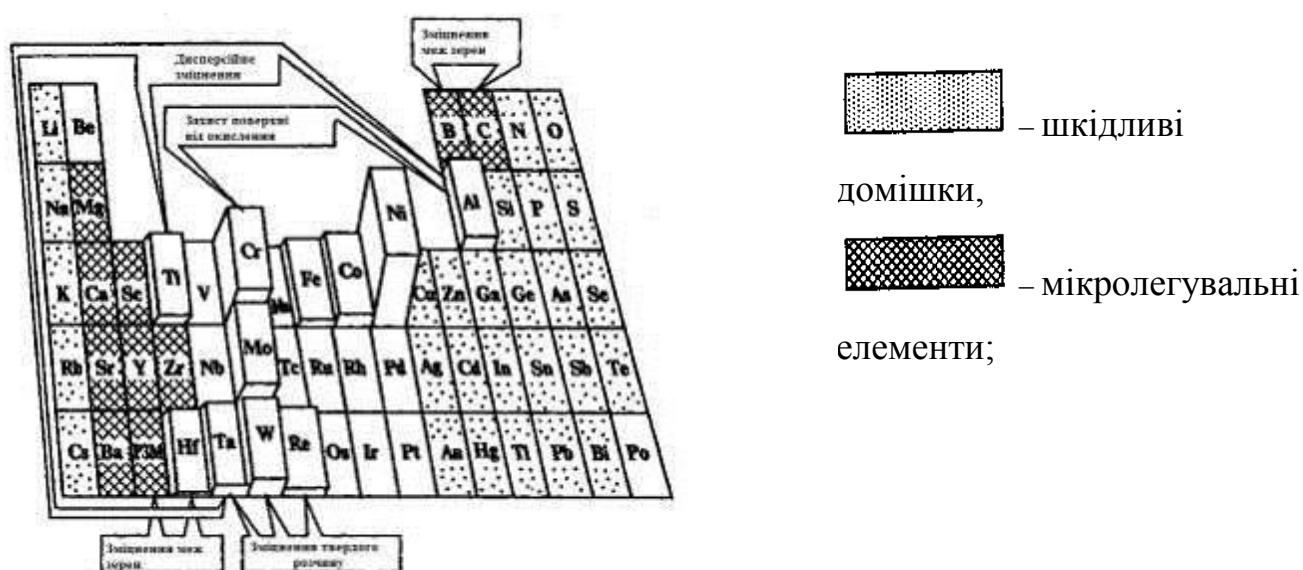


Рисунок 1.4 – Класифікація елементів, що надходять до складу нікелевих жароміцних сплавів [28, 30]

1.2.1 Застосування нових сплавів і зворотних відходів

Технологією виготовлення ливарних нікелевих сплавів [27] передбачено використання ряду вихідних шихтових матеріалів, в яких обумовлюється граничний вміст шкідливих домішок (табл. 1.1, 1.2), що істотно впливають на фізико-механічні та службові характеристики готових деталей ГТД. У ряді досліджень показано визначальний вплив шкідливих домішок на якість ливарних жароміцних сплавів [28, 38, 39]. Сплави ЖС6У і ЖС6К виплавляли у вакуумній індукційній печі з використанням нікелю високої ($Pb+Bi = 0,0003\%$) і звичайної ($Pb+Bi = 0,0011\%$) чистоти. Випробування на тривалу міцність цих сплавів при температурі $975\text{ }^{\circ}\text{C}$ і напрузі $200\text{...}230\text{ МПа}$ показали, що довговічність металу, виплавленого на особливо чистому нікелі, була в середньому на 20% вище [40]. З підвищенням чистоти нікелю та кобальту довговічність сплаву ЖС6К помітно збільшується (рис 1.5).

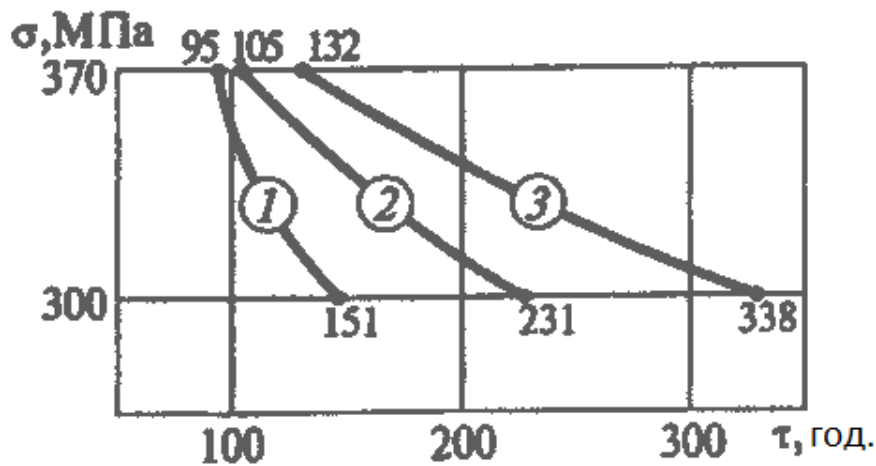
Таблиця 1.1 - Вміст домішок в ніобію та ванадію [28]

Спосіб отримання (марка)	Масова частка елементів, %					
	C	Fe	Si	N ₂	O ₂	Σ домішок (не більше)
Звичайний метал						
Ніобій, штабик (НБШ 00)	0,03	0,042	0,007	0,03	0,02	0,70
Ванадій алюмотермічний (ВН2А-1)	не визн.	0,30	0,35	0,05	не визн.	—
Особливо чистий метал						
Ніобій, зливоч ЕПП (НБ1)	0,01	0,002	0,002	0,01	0,01	0,15
Ванадій, зливоч ЕПП (ВНМ-1)	0,03	0,15	0,20	0,01	0,03	—

Таблиця 1.2 – Вміст домішок в шихтових матеріалах (нікелі, кобальті, хромі, молібдені и вольфрамі) [28]

Матеріал	Марка	Спосіб отримання	Масова частка елементів, $\times 10^4$, % (не більше)											
			Pb	Bi	Sn	Sb	As	Zn	Cd	Cu	Si	S	P	домішок
Ni	НО	Електролітичний	3	3	3	3	5	5	3	10	10	10	10	65
	Н1У	Електролітичний	5	5	5	5	10	10	5	15	20	10	10	98
	ДНК*	Карбонільний	2	1	1	3	5	3	1	10	5	10	5	46
Co	КО	Електролітичний	3	3	3	3	5	10	3	10	10	10	5	65
	К1А	Полуменево рафінований	5	5	10	10	20	30	10	300	100	40	30	560
Cr**	X99H1	Алюмотермічний	5	4	40	20	100	50	-	50	200	200	50	719
	X99	Алюмотермічний	10	5	40	80	100	100	-	200	200	200	200	1135
Mo	МШ-В	Штабик	1	1	5	3	3	1	1	50	-	100	50	215
	МШЧ	Штабик	1	1	1	-	10	10	1	10	30	40	40	144
W	ШВЧ	Штабик	1	1	1	-	10	10	1	10	20	35	35	124

Примітка. Позначка «*» – в карбонільному нікелі додатково регламентується, % мас. (не більше): 10^{-4} Ag; 10^{-4} Se; 5×10^{-4} Te; 5×10^{-4} Tl.
 Позначка «**» – хром електролітичний рафінований марки EPX1 містить, % мас. (не більше): 100×10^{-4} Si; 30×10^{-4} Cu; 20×10^{-4} S.



1 – звичайні (нікель катодний Н1У, кобальт К1А); 2 – чисті (нікель катодний АЛЕ, кобальт КО); 3 – особливо чисті (нікель карбонільний, кобальт КО).

Рисунок 1.5 – Залежність довговічності (випробування на тривалу міцність при 900 °С) сплаву ЖС6Ф від чистоти шихтових матеріалів [40]

Зі збільшенням концентрації сірки з 0,0004 % до 0,0067 % знизилася як тривала міцність за 100 год., так і межа міцності нікелю при 650 °С. Значне окрихчення нікелю, з майже повною втратою тривалої міцності і пластичності, спостерігали при концентрації в ньому 0,0067% сірки [40]. Окрихчення меж зерен модельного сплаву М-Ni-Ta-Al відбувається при концентрації в сплаві 0,004 % (ат.) сірки. Методом оже-електронної спектроскопії показано, що на межах зерен може знаходитися до 12 % (ат.) сірки, в той час як в самому сплаві міститься всього 0,006 % (ат.) сірки [28]. При виплавлянні у вакуумних індукційних печах в сплави з шихтових матеріалів може переходити до 0,009 % сірки (табл. 1.3). Шихтові матеріали можуть вносити певні кількості кисню, азоту та водню в нікелеві жароміцні сплави (табл. 1.4). Мас-спектрометричні дослідження [28] довели, що в умовах вакуумної індукційної плавки видаляється 0,01 % (мас.) кисню, що становить приблизно 60 % від доданого з легувальними елементами кисню. При виплавці сплавів до моменту розплавлення видаляється 50 % азоту, що потрапляє з шихтою. Водень повністю видаляється до моменту повного розплавлення шихти.

Таблиця 1.3 – Концентрація сірки в шихтових матеріалах і в сплаві ЖС6У-ВІ [28]

Шихтові матеріали	Масова частка сірки в шихтових матеріалах, %		Внесено сірки в сплав ЖС6У-ВІ, % мас.	
	Мінімум	Максимум	Середнє	Максимальне
Нікель катодний	0,003	0,007	0,0031	0,0043
Кобальт	0,001	0,002	0,0001	0,0002
Хром	0,001	0,028	0,0009	0,0025
Молибден	0,002	0,005	0,0003	0,0008
Алюміній	0,006	0,008	0,0003	0,0004
Титанова губка	-	0,01	0,0002	0,0002
Вольфрам	-	0,005	0,0005	0,0005
Ніобій	-	0,004	0,00004	0,00004

Примітка. Всього внесено сірки від 0,0065% (середнє) до 0,0089% (мас).

Таблиця 1.4 – Вміст газів в металах, що використовуються при виплавленні ливарних жароміцних сплавів [28]

Легувальний метал	Вид матеріалу, що досліджувався	Масова частка газів, %		
		O ₂	N ₂	H ₂
Ni	Пластина	0,010	0,0002	0,001
Co	Шматок	0,03	0,0001	0,001
Cr	Шаток (алюмотермічний)	0,04-0,09	0,11-0,16	0,0012
	Лусочки (ЕРХ)	0,003	0,008	-
Mo	Штабик	0,010	0,006	0,0012
V	Зливоч ЕПП	0,042	0,014	0,005
Ti	Губка	0,100	0,020	0,011
W	Штабик	0,008	0,010	0,004
Nb	Штабик	0,15	0,023	0,005
	Зливоч ЕПП	0,03	0,012	0,005 1

Таким чином, при виплавлянні жароміцних нікелевих сплавів на первинних шихтових матеріалах (див. табл. 1.1-1.4) в умовах вакуумної індукційної плавки можна забезпечити в металі низький вміст шкідливих домішок.

В останні роки під тиском економічних чинників при виплавці коштовних нікелевих жароміцних сплавів використовується все більша кількість зворотних відходів [41-44], що складаються з ливників, забракованих виливків і лопаток, які відпрацювали ресурс. Це призвело до забруднення сплавів шкідливими домішками O_2 , N_2 , S, Si, Na, K і неметалевими включеннями Al_2O_3 , MgO , SiO_2 , TiN , Ti (C, N). Багаторазове застосування відходів є основним джерелом забруднення сплавів такими шкідливими домішками, як свинець, олово, миш'як, вісмут, сурма, цинк, кадмій, телур, талій та ін. Граничний вміст легкоплавких металевих домішок обмежується тисячними і десятитисячними частками відсотка, так як вони дуже сильно знижують тривалу міцність жароміцних сплавів [12-18, 45, 46].

Так, збільшення вмісту вісмуту в сплавах ЖС6У і EI437 від $2 \times 10^{-5} \%$ до $1 \times 10^{-2} \%$ (мас.) знижує довговічність сплавів при температурі $975 \text{ }^\circ\text{C}$ і напруженнях 150 МПа майже в 20 разів (рис. 1.6) [45].

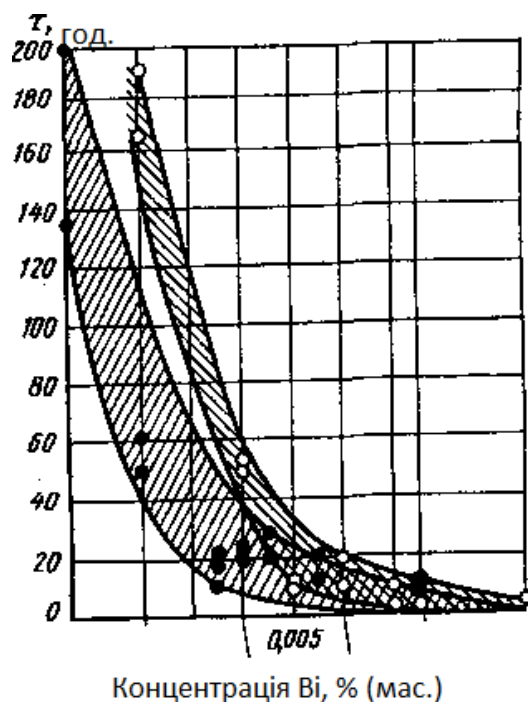


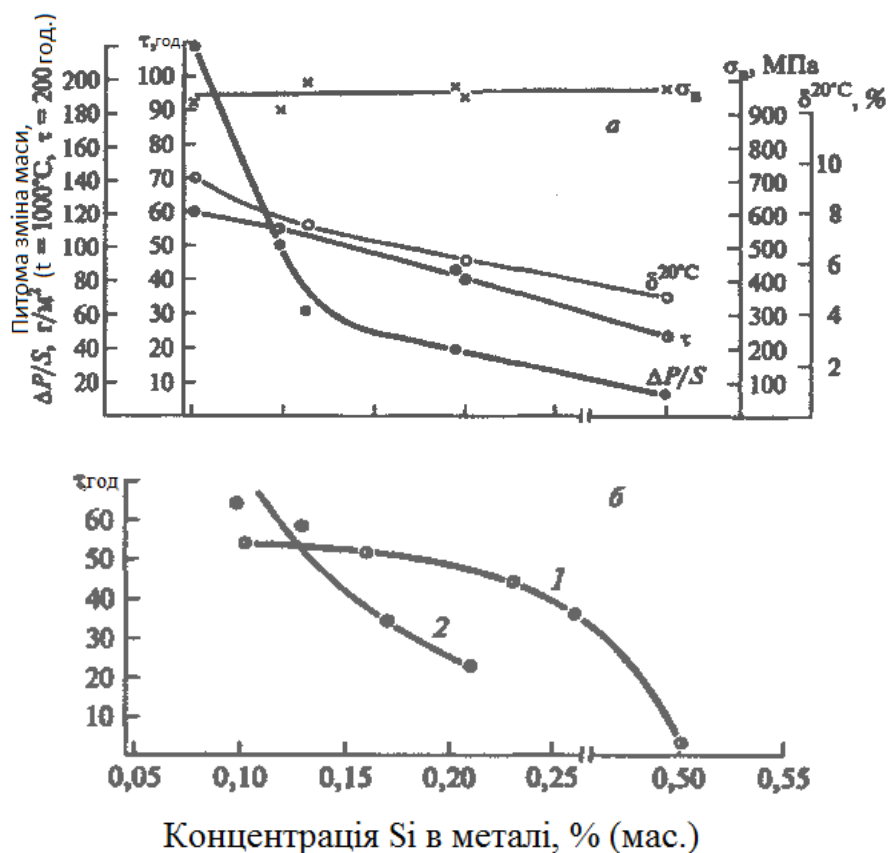
Рисунок 1.6 – Вплив концентрації вісмуту на довговічність сплавів ЖС6 (●) і EI437 (○) при температурі $975 \text{ }^\circ\text{C}$ і напруженні $\sigma = 150 \text{ МПа}$ [45]

При існуючій технології лиття лопаток за витоплюваними моделями в нікелевих сплавах може збільшуватися концентрація кремнію за рахунок етилсилікату – 40, що містить 39...42 % диоксиду кремнію. Для виготовлення керамічних форм використовують гідролізований розчин етилсилікату в етиловому спирті, що містить 14...22 % диоксиду кремнію. При прижарюванні гідролізу і подальшому прожарюванні форм вміст вільного диоксиду кремнію знижується, однак навіть після прожарювання форм при температурі 1050 °С воно може становити 4...8 % [28]. Так, після контакту кераміки форми з рідким сплавом ЖС6У при температурі 1470...1500 °С (розрідження в печі 2,0...5,3 Па) протягом 2 годин концентрація оксиду кремнію в кераміці знизилася в середньому на 25...40 %, а концентрація кремнію в металі зросла з 0,05...0,07 % до 0,17...0,26 %. Негативний вплив кремнію на довговічність, короткочасні властивості при кімнатній температурі (σ_B^{20} , δ^{20}), питому зміну маси при окисленні зразків на повітрі досить чітко виявлено на прикладі сплаву ЖС6У, відлитого методами рівновісної та спрямованої кристалізації (рис. 1.7).

Застосування відходів ливарного виробництва при виплавці сплаву ЖС6 у вакуумній індукційній печі призвело до збільшення концентрації кисню та азоту в готовому металі в 2...3 рази (табл. 1.5).

Джерелами забруднення нікелевих сплавів киснем і азотом є внутрішні натікання з поверхні плавильної камери і тигля адсорбованих газів, натікання атмосферних газів через дефекти конструкції плавильних установок, оксиди і нітриди елементів, що утворюються при охолодженні виливків після зняття вакууму плавильної камери. Підвищену сприйнятливості до мікропористості виливків, одержуваних з використанням оборотних ливарних відходів, з жароміцних сплавів (у порівнянні з виливками з первинного металу, без відходів), можна пояснити присутністю в них азоту. Вважається [47], що при кристалізації нікелевих сплавів з високою концентрацією азоту нітрид титану можуть знижувати рідиноплинність останньої порції рідини. Це призводить до зниження пластичності та тривалої міцності металу. В основному азот в ливарний

зворот потрапляє на стадії лиття і, як правило, концентрується на поверхні виливків. Так, в поверхневій зоні живильника на глибині до 400 мкм міститься більше 0,01% азоту, а потім концентрація азоту різко знижується до нормального рівня.



а – рівноважна кристалізація ($t = 975^\circ\text{C}$, $\sigma = 240$ МПа); б – спрямована кристалізація ($t = 975^\circ\text{C}$, $\sigma = 250$ МПа); 1 і 2 – поздовжні та поперечні зразки відповідно.

Рисунок 1.7 – Вплив кремнію на властивості сплаву ЖС6Ф [28]

Таблиця 1.5 – Концентрація кисню в металі при плавлі сплаву ЖС6, % (мас.) [28]

Шихта	Вміст кисню, % (мас.)	
	Після розплавлення та витримки 10 хвилин	Перед зливанням
100% свіжої шихти	0,0013	0,0006
50% свіжої шихти + 50% ливарних відходів	0,0017...0,0032	0,0016...0,0017

Поверхня елементів ливникових систем забруднена Si, SiO₂, Al₂O₃, а на внутрішній поверхні забракованих охолоджуваних лопаток залишаються алюмінати натрію і калію, які утворюються при видаленні керамічних стрижнів в розплавах або розчинах лугів. Плавильні тиглі забруднюють металевий розплав включеннями Al₂O₃, MgO, SiO₂. У поверхневих шарах аеродинамічних профілів лопаток, які відпрацювали ресурс, міститься O₂, N₂, S, Si, Na, K і продукти взаємодії цих елементів з металевими складовими сплавів.

З 1980 р загальноприйнятою стає практика залучення в плавку відходів в співвідношенні 50:50 зі свіжим сплавом для робочих і 80:20 для соплових лопаток. При цьому відходи вводилися як на металургійних заводах при виплавці вихідного сплаву, так і при виробництві лопаток на моторобудівних підприємствах [41, 43]. Поступово, в результаті багаторазових переплавок помітно погіршилася якість сплавів і виливків. Накопичення у сплаві нітридів і карбонітридів титану призвело до появи на поверхні лопаток дефекту, що виявляється при люмінесцентному контролі у вигляді дрібного рівномірно розподіленого світіння, що отримав назву «зоряне небо».

Забруднення сплаву Na і K викликало лужну корозію, яка також спостерігається при капілярної дефектоскопії, у вигляді корозійних раковин. Підвищення вмісту сірки в сплавах, що містять тантал, провокує утворення сульфідів танталу, що ініціюють паразитні кристали при литті монокристалічних лопаток [48].

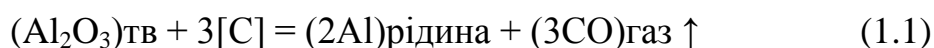
Проблема використання ливникових відходів жароміцних сплавів особливо гостро постає для сплаву ЖС32. Введення в його склад танталу і ренію дозволило досягти унікальних жароміцних властивостей ($\sigma_{100}^{1000} \geq 250$ МПа) [49]. Встановлено [48], що збільшення в шихті металу ЖС32 кількості відходів від 20 до 80 % знижує його жароміцність. Так, плавка з введенням до складу шихти 80 % відходів показала низькі, що не відповідають вимогам ТУ, жароміцні властивості зразків, отриманих як при спрямованій, так і при рівновісній кристалізації. Необхідність залучення коштовного звороту в технологічний процес виготовлення лопаток не викликає сумніву, однак, ефективна технологія

рафінування зворотних відходів нікелевих жароміцних сплавів ще вимагає своєї розробки і промислового випробування.

1.2.2 Особливості макро- і мікроструктури

Сучасні жароміцні нікелеві сплави, що містять до 12...15 основних легувальних елементів, не рахуючи корисних мікродобавок і шкідливих домішок, є найбільш складними за легуванням та структурою [12-20]. Виливки з таких сплавів повинні задовольняти ряду вимог за макро- та мікроструктурою. Вихід придатного і експлуатаційна надійність лопаток ГТД, в першу чергу, залежать від чистоти поверхні виливків, що оцінюється візуально. Тому поверхня виливків, особливо монокристалічних, добре щавиться для виявлення границь макрозерен, пористості, рихлот, висипання, поверхневих неметалевих вкраплень, припалу тощо.

В результаті фізико-хімічної взаємодії металевого розплаву і кераміки форми на поверхні виливки утворюється припал товщиною до 200 мкм, який з великими труднощами видаляється піскоструменевою обробкою. Встановлено [48], що виняткова роль в утворенні припалу належить вуглецю, який присутній у складі сплаву. В умовах вакууму вуглець жароміцних сплавів взаємодіє з керамікою форми на основі електрокорунду за реакцією (1.1).



Таку фізико-хімічну взаємодію можна пригнічити, змістивши реакцію (1.1) вліво за рахунок підвищення тиску. Це досягається: литтям в атмосфері інертного газу, створенням газонепроникної оболонки в формі, в результаті чого важко відвести газоподібні продукти реакції і підвищується їх тиск; створенням на поверхні або в тілі форми шару, що взаємодіє з керамікою більш інтенсивно, ніж розплав; застосуванням інертного матеріалу форми [45].

В умовах спрямованої кристалізації може мати місце струменева ліквіація, що являє собою поверхневі смуги шириною 1...4 мм і складається з рівновісних зерен сплаву розміром 0,2...0,5 мм. Поява смуг струменевої ліквіації пов'язано з утворенням у рідко-твердій зоні конвективних потоків розплавів, що обламують дендритні осі другого порядку. Останні є центрами кристалізації рівновісних зерен, які є складовими смуг струменевої ліквіації [50].

Дефект «висип», названий зарубіжними дослідниками [51] «зірки в ночі», виявляється на поверхні литих лопаток при люмінесцентній дефектоскопії у вигляді дрібних щільно розташованих крапок (висипу), що світяться. Ці крапкові дефекти являють собою дефекти розміром 30...250 мкм і глибиною до 100 мкм. Встановлено, якщо з розплаву жароміцних сплавів вилучити титан, то «висип» на поверхні виливків не виникає. Отже, елементи сплаву беруть участь у формуванні дефекту. Металографічні дослідження показали, що в місці дефекту «висип» наявні плівки, мікрорихлоти, які супроводжуються крапковими і гніздоподібними включеннями, що зникають на глибині 1,5...2 мм. Травленням реактивом Марбле ідентифікували ці включення як нітриди і карбонітриди титану [51].

Нітриди і карбонітриди титану не змочуються розплавом жароміцних сплавів на основі нікелю [52, 53] і при перегріванні розплаву не вище 1650°C не дисоціюють, оскільки вони є термодинамічно стійкими. В умовах вакуумної індукційної плавки частки нітридів і карбонітридів коагулюють і з'являються різноманітні конгломерати таких частинок, які спливають і в ряді випадків прикріплюються до обічних поверхонь форми. При видаленні кераміки з поверхні виливків і подальшій їх обробці, наприклад піскоструменевої, вкраплення частково викришувалися, утворюючи своєрідні кратери. Поведінка нітридів і карбонітридів титану в жароміцних нікелевих сплавах ще остаточно не з'ясована і вимагає додаткових досліджень.

На поверхні виливків після травлення можна спостерігати безліч блискучих частинок, що можна побачити неозброєним оком і уявляють собою виділення карбідної фази. Так, на поверхні зливка зі сплаву ЖС6Ф, отриманого методом спрямованої кристалізації, спостерігалися карбіди у вигляді правильних кристалів

октаедричні форми розміром до 400 мкм, склад яких приблизно відповідав формулі $(\text{Ni}_{0,75}\text{Co}_{0,25})_3 (\text{W}_{0,55}\text{Mo}_{0,15}\text{Cr}_{0,13})_3\text{C}$. Поверхневі карбіди також зустрічалися всередині смуг структурної ліквідації [45]. Причини утворення поверхневих карбідів ще не з'ясовані.

Дендритна ізоляція, притаманна для спрямованої кристалізації, може привести до утворення крихких фаз. Якщо структура матеріалу має дефекти, що завжди спостерігається на практиці, то крихка фаза легко руйнується на ослаблених ділянках внаслідок концентрації напружень. Цього можна уникнути, забезпечивши високу однорідність структури. У той же час внутрішні напруження, зумовлені відмінністю температурних коефіцієнтів лінійного розширення фаз, і складний напружений стан в самому литві можуть викликати зародження тріщин [54].

Мікроструктура жароміцних нікелевих сплавів, що використовуються для лиття лопаток ГТД, являє собою γ -матрицю і різні фази: γ' -фаза, евтектична $(\gamma-\gamma')$ -фаза, карбіди, бориди, т.щ.у.-фази. Матриця нікелевого сплаву – це аустенітна фаза на нікелевій основі з ГЦК ґратками, де в твердому розчині зазвичай присутні Co, Fe, Cr, Mo, W, Ti і Al. За атомним діаметром ці елементи відрізняються від Ni на 1...13 % [55]. Перераховані елементи викликають твердорозчинне зміцнення, яке зберігається до високих температур. Однак, в області високотемпературної повзучості, вище $0,6 T_{пл}$, зміцнення γ -фази залежить від швидкості дифузії елементів. Тому Mo і W, що повільно дифундують є найбільш сильними зміцнювачами.

Жароміцні сплави на нікелевій основі, які дисперсійно тверднуть, зміцнюються головним чином завдяки утворенню стабільних когерентних інтерметалідних сполук γ' -фази $[\text{Ni}_3 (\text{Al}, \text{Ti})]$ і γ'' -фази σ -фази $[\text{Ni} (\text{Nb}, \text{Al}, \text{Ti})]$. Алюміній і титан забезпечують виділення великих об'ємних кількостей γ' -фази, яка може бути представлена і з'єднанням $(\text{Ni}, \text{Co})_3 (\text{Al}, \text{Ti})$ з переважним вмістом нікелю і алюмінію. Примітно, що міцність γ' -фази зростає зі збільшенням температури [56]. Форма γ' -фази пов'язана з величиною невідповідності параметрів ґраток матриці та виділень. Частинки γ' -фази мають сферичну форму

при невідповідності ґраток 0...0,2 %, кубічну – при невідповідності 0,5...1,0 % і пластинчасту – при значеннях більше 1,25 %. При нагріванні сплаву вище 0,6 Тпл частки γ' -фази починають досить швидко укрупнюватися, що полегшує проходження дислокації. Швидкість укрупнення γ' -фази в нікель-хром-титан-алюмінієвих сплавах зменшувалася за збільшенням вмісту хрому від 10 % до 37 %, ніобію, молібдену, вольфраму і танталу [56]. При досить високому вмісті титану, ніобію і танталу γ' -фаза може перетворюватися в інші сполуки типу Ni_3X , зокрема η -фазу, що виділяється у вигляді осередків по межах зерен і помітно зменшує тривалу міцність [57]. Первинна евтектична (γ - γ')-фаза утворюється в останній момент кристалізації нікелевих сплавів і виділяється у вигляді округлих або кулястих частинок найчастіше на межах зерен. Ці виділення помітно знижують характеристики міцності металу [58].

У нікелевих сплавах можна спостерігати карбіди типів MeC , $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 і Me_6C . Вважають, що карбіди MeC (TiC , TaC , NbC і VC) утворюються при температурах трохи нижчих від температури кристалізації сплаву у вигляді окремих частинок, нерівномірно розташованих по межах і всередині зерен. Ці первинні карбіди мають ГЦК ґратку. Карбіди $Me_{23}C_6$ у великій кількості присутні в сплавах з помірним або високим вмістом хрому. Вони утворюються під час низькотемпературної обробки при 760...980°C внаслідок розпаду карбідів MeC та із залишкового вуглецю, який розчиняється в матриці сплаву. Зазвичай карбіди $Me_{23}C_6$ розташовуються по межах зерен, іноді уздовж ліній двійників, на дефектах упаковки і на кінцях двійників. Несприятливе розташування таких карбідів за межами зерен знижує тривалу міцність [58].

Карбіди відіграють істотну роль у зміцненні нікелевих жароміцних сплавів. Їх особлива цінність полягає в тому, що вони, будучи значно більш термостабільними у порівнянні з частинками γ' -фази, вносять свій вклад в міцність сплавів при температурах вище границі розчинності високодисперсних γ' -виділень [17, 28]. У сплавах з бором утворюються самостійні боридні фази або карбоборидні евтектичні включення, які гальмують дифузійні процеси при підвищених температурах і тим самим покращують працездатність сплавів. Однак при високих

температурах вони можуть бути причиною оплавлення за межами зерен, оскільки боридні фази і карбоборидні евтектики мають відносно низьку температуру плавлення [17, 28].

Для забезпечення оптимальних механічних властивостей вилівка з монокристалічною структурою піддають термічній обробці, на першому етапі якої відбувається високотемпературна гомогенізація (1300...1320°C). При цьому розчиняються зміцнюючі частинки γ' -фази, повністю або частково грубі виділення евтектичної ($\gamma-\gamma'$)-фази і вирівнюється хімічний склад осей дендритів і міжосних просторів. На двох інших стадіях термообробки проводиться старіння при 1000...1050°C і 870...900°C [45]. Іноді застосовують ступінчасте нагрівання до температури гомогенізації, щоб більш повно розчиняє евтектичну ($\gamma-\gamma'$)-фазу без ризику оплавлення міжосних просторів. Як правило, час витримки при температурі гомогенізації становить 4...6 годин. За цей час дендритна ізоляція в основному вирівнюється, хоча в складно легованих сплавах повного вирівнювання хімічного складу осей і міжосних ділянок досягти не вдається.

Час гомогенізації, а отже, і повнота хімічної неоднорідності, в першу чергу, залежить від складу сплаву і розміру дендритних осередків, яка визначається швидкістю кристалізації металу [45]. На місці евтектичної ($\gamma-\gamma'$)-фази, яка розчиняється при високотемпературній гомогенізації залишаються мікронеоднорідності, які набувають кулясту морфологію відповідно до мінімуму поверхневої енергії. За рахунок коагуляції середній розмір пор зростає. Дані кількісної металографії показали, що об'ємна частка пор після гомогенізації зросла в 3...4 рази, а середній діаметр – в 1,5...2 рази [45].

У жароміцних сплавах, спеціально призначених для лиття монокристалів, основним джерелом зародження мікротріщин є пори, які розташовуються в міждендритних ділянках і мають різні розміри і форму. Можна виділити дві групи пор: 1) мікронеоднорідності неправильної форми на межах евтектичних виділень і твердого розчину; 2) мікронеоднорідності аналогічного виду, розташовані в γ -твердому розчині на стику осей другого порядку сусідніх дендритів [59]. Отже, для конкретного вилівка, з певного жароміцного сплаву, необхідно розробляти

оптимальний режим кристалізації, що забезпечить отримання однорідного та щільного металу.

Жароміцні ливарні нікелеві сплави є складними багатокомпонентними гетерофазними системами, рівень температурної працездатності та висока термічна стабільність яких визначаються комплексом термодинамічних, кінетичних і структурних факторів [60-63]. До термодинамічних факторів належать: енергія міжфазних границь, розчинність легувальних елементів в фазових складових і температурна область існування зміцнюючих фаз. До кінетичних – дифузійна рухливість легувальних елементів у фазах і на численних поверхнях розділу. До структурних факторів – кількість, розмір, морфологія і розподіл структурних складових, а також ступінь структурної досконалості і різноманітні внутрішні поверхні розділу (границі зерен, мікропори, міжфазні поверхні розділу, субструктура і т.д.) [28].

Отже, структура жароміцних нікелевих сплавів визначає їх основні властивості (жароміцність, пластичність, опір втоми та інші). Тому отримання для даного сплаву оптимальної структури, що забезпечує необхідні властивості та підвищену працездатність матеріалу, вимагає проведення цілеспрямованих досліджень.

1.3 Взаємозв'язок рідкого і твердого станів жароміцних сплавів

У промисловій технології виробництва лопаток ГТД з жароміцних сплавів особлива увага приділяється підготовці рідкого металу, якість якого безпосередньо впливає на фізико-механічні та експлуатаційні показники лиття. Численні експериментальні дослідження фізичних властивостей і будови рідких сплавів свідчать про те, що в більшості випадків метал поблизу температури кристалізації є не рівноважною сумішшю компонентів [64, 65]. Нерівноважність металевих розплавів – наслідок тривалості процесів релаксації їх структури і збереження в них

елементів будови вихідних шихтових матеріалів. Такими елементами можуть бути динамічні утворення – кластери, які не мають чіткої поверхні розділу з основною матрицею, дисперсні колоїдні частинки, тверді тугоплавкі включення типу карбідів, карбонітридів і т.п. Їх присутність в рідкому металі впливає на кристалізацію [66].

Існують різні способи переведення розплаву в рівноважний стан: електромагнітне перемішування, вплив ультразвуком, високочастотні та низькочастотні механічні коливання і т.п. Однак найбільш доступним і досить ефективним методом формування рівноважної структури розплаву є тепловий вплив. Експериментальні дослідження по вивченню політермів таких структурно-чутливих характеристик жароміцних сплавів, як кінематична в'язкість, електроопір, магнітна сприйнятливність, щільність, поверхневий натяг, дозволили встановити, що їх хід при нагріванні та охолодженні розплавів може не збігатися. При цьому змінюються структура і властивості сплавів, в той час як хімічний склад металу або не змінюється, взагалі, або його зміни не адекватні результатам, які одержано [67].

Сам процес переходу системи в рівноважний стан в результаті її нагрівання відбувається не монотонно, а, як правило, лише при досягненні певних температур, названих критичними (t_k). Ці температури відповідають процесам найбільш інтенсивного руйнування нерівноважних складових розплаву або зміни їх структури. Тому у одного і того ж сплаву може бути кілька критичних температур [66]. Найбільш поширене найменування процесу високотемпературного рафінування розплаву, що забезпечує формування рівноважної і оптимальної, в даних умовах, структури – високотемпературна обробка розплаву (ВТОР) [68].

Для більшості жароміцних сплавів таких критичних температур при ВТОР виявилось дві. Перша з них зазвичай знаходиться в інтервалі температур 1550...1650 °С, друга – 1700...1850 °С. Причому величина критичної температури залежить не тільки від стану сплаву, а й від його передісторії [67]. Так, різна структура і якість шихтових матеріалів, що застосовуються, різна ступінь їх легування обумовлюють мікронеоднорідний стан розплаву. Не виключено, що

частина структурних складових (γ -твердий розчин на основі нікелю, γ' - фаза, карбіди, карбонітриди, борид і т.д.) і після плавлення зберігається в розплаві у вигляді мікрогрупувань, відокремлених дисперсних частинок і навіть тугоплавких сполук [69]. Перегрів сплаву вище першої критичної температури (і ще більшою мірою перегрів вище другої критичної температури) призводить до більш рівномірного розподілу елементів в жароміцних сплавах і передбачається, що цей розподіл успадковується від рідкого стану [70]. Вважається, що перегрів розплаву вище першої критичної температури призводить до розпаду кластерів типу γ' -фази, а вище другої – кластерів типу карбіду або карбонітриду [71, 72]. Шляхом перегріву розплаву можна домогтися повного розпаду кластерів, тобто перевести розплав в гомогенний стан і саме завдяки такому стану в тих же теплових умовах кристалізації значно поліпшити експлуатаційні властивості сплавів. ВТОР розплаву в інтервалі критичних температур призводить до вдосконалення морфології, просторового розподілу, збільшення кількості зміцнюючої γ' -фази, а так само до зниження рівня ліквідаційної неоднорідності нікелевих сплавів. Нагрівання до другої критичної температури і вище викликало сприятливі зміни морфології карбідних виділень. При цьому зменшувалася кількість і розмір або зникали повністю карбіди морфології типу «китайських ієрогліфів» (КІ) і збільшувалася кількість поліедрічних карбідів. Загальна кількість карбідів в сплаві не змінювалася. ВТОР поряд з підвищенням механічних характеристик сприяв отриманню металу з більш високим опором зародженню мікротріщин [73].

Встановлено [74], що для сплаву, що зазнає ВТОР, в 2...3 рази звужується нерівноважний інтервал кристалізації. Зниження температури початку кристалізації і зближення з початком температурного інтервалу утворення карбідів MeC призводить до їх сфероїдизації. Оскільки ВТОР забезпечує істотне збільшення переохолодження, то мають місце подрібнення дендритних структур, зменшення коефіцієнтів ліквідації, а γ -твердий розчин виявляється пересиченим за легувальними елементами. Застосування ВТОР дозволило збільшити короточасну міцність сплавів на 10...25 %, пластичність в 2...3 рази, ударну

в'язкість 1,5...3,0 рази, межу тривалої міцності на 10...20 %. Це призвело до збільшення ресурсу експлуатації деталей в складі виробів на 30...50 %, підвищення виходу придатних виливків відповідального призначення на 15...20 %, що забезпечило економію гостродефіцитних ливарних сплавів [74].

У розробленій технології вдалося стабілізувати процес спрямованої кристалізації жароміцних нікелевих сплавів, відкоригувати режими їх термічної обробки [75]. У монокристалічних лопатках зі сплаву ЧС70 після циклічної ВТОР за температури 1760°C отримана структура з орієнтацією [001] без «помилкового» зародження зерен, перетини дендритів мали правильну регулярну форму, інтервали між дендритними гілками були однакові. Коефіцієнти хімічної неоднорідності молібдену, вольфраму, титану, алюмінію, ніобію і кобальту зменшилися в 5...10 разів. Підвищилася загальна і локальна міцність сплаву при звичайній та робочій температурах [76].

Циклічна ВТОР розплавів типу ЖС дозволила управляти формою і розмірами карбонітридів, сприятливо змінюючи структуру жароміцних сплавів, що також покращувало їх властивості [77]. Розроблена технологія циклічної ВТОР сплавів типу ЖС дозволила одержувати виливки з поліпшеними службовими та механічними властивостями і скоротити брак виливків [78]. У той же час, вплив ВТОР з ливарних відходів і звороту високолегованих нікелевих жароміцних сплавів на структуру і властивості виливків, особливо отриманих спрямованою кристалізацією, практично не вивчено. Застосування ВТОР вимагає спеціальних вогнетривких тиглів для вакуумної індукційної плавки. При ВТОР жароміцних сплавів в набивних тиглях з плавеного магнезиту відбувається оплавлення монтічелітових плівок та інтенсивна ерозія стінок тигля. Вводячи в футерувального масу 30...70 % (мас.) корунду можна зменшити вміст монтічеліту ($\text{Ca} \times \text{MgO} \times \text{SiO}_2$) в кераміці тигля. Монтічеліт, що залишився нейтралізується плавиковим шпатом. Для цього в футерувального масу необхідно ввести 1,5...2,5 % плавикового шпату і відпалювання тиглю провести при температурі 1830...1880 °C [79].

Корундові вироби мають низьку термічну стійкість. Відомо [80], що керамічні матеріали на стискання працюють на порядок краще, ніж на

розтягування. Тому для підвищення термостійкості корундових тиглів їх перед експлуатацією переводять в попередньо напружений стан стиснення. Підготовлені таким чином тиглі витримують 20...30 плавок з нагріванням розплаву до 1930 °С і витримкою його при вказаній температурі протягом 7...10 хв. [79]. У той же час одним з головних напрямків подальшого вдосконалення плавильних тиглів є розробка швидкозмінних тиглів [81], що більш доцільні в технологічному процесі одержання монокристалічних виливків.

1.4 Технологічні процеси рафінування сплавів

Рафінування сплавів від різних домішок може проводитися в умовах відкритої або вакуумної плавки. Виплавка високолегованих нікелевих сплавів у відкритих дугових, індукційних або електрошлакових печах призводить до значного випалювання таких високоактивних і дефіцитних елементів, як тантал, реній, алюміній, титан і т.п., насиченню металу азотом і киснем, суттєвого підвищення вмісту неметалевих включень, накопичення домішок кольорових металів (цинк, вісмут, свинець і ін.). Використання електрошлакового переплавлення для отримання злитків з окремих нікелевих сплавів, навіть в умовах інертної атмосфери (аргон, гелій), не дозволяє очистити метал від кисню та азоту, тому що високо перегрітий шлак (1700...1900 °С) є окислювальним середовищем [82]. В умовах вакуумної плавки відбувається активна дегазація металу [83, 84]. За рахунок підвищення активності вуглецю утворюється окис вуглецю, який видаляється при вакуумуванні простору плавильної печі. З добре розкисленого металу починає активно видаляється азот, якщо він знаходиться в з'єднаннях типу AlN , які легко дисоціюють. Однак такі елементи як титан, ніобій та ін., утворюючи міцні нітриди, зв'язують атоми азоту в металі, що ускладнює видалення азоту в процесі вакуумної плавки. Вакуумна плавка дозволяє знизити в сплавах концентрацію шкідливих домішок кольорових металів, таких як свинець,

вісмут, телур, селен, мідь та інших. Процес видалення домішок з рідкого металу залежить від підведення цих частинок до поверхні розмежування, тобто від дифузії атомів домішок в металі, і від швидкості випаровування їх з поверхні рідкого металу.

Вважається [28], що ці дві стадії є лімітуючими та визначають швидкість всього процесу випаровування. Перенесення домішки через дифузійний шар, що рухається паралельно поверхні, визначається [85] за формулою (1.2):

$$\frac{\partial M}{\partial \tau} = (C - C_n) \sqrt{\frac{4DL}{\pi V}}, \quad (1.2)$$

де M – молекулярна маса;

C – концентрація домішки в об'ємі металу;

C_n – концентрація домішки на поверхні;

D – коефіцієнт дифузії в металі;

V – швидкість потоку на поверхні;

L – радіус тигля або відстань між точками підведення або відведення речовини до поверхні.

Швидкість випаровування домішки (ω) з поверхні можна визначити [85] за рівнянням (1.3).

$$\omega = a \times P_i^0 \times \gamma \times \sqrt{\frac{M}{2\pi RT}} \times N_i^n, \quad (1.3)$$

де T – температура випаровування;

P_i^0 – рівноважна пружність пара домішки;

γ – коефіцієнт активності домішки;

a – коефіцієнт випаровування Ленгмюра, який являє собою відношення числа частинок, що конденсуються на поверхні до числа частинок, що зіткнулися з нею;

N_i^n – молекулярна поверхнева концентрація домішки.

Аналіз теоретичних передумов і практичних результатів з випаровування домішок кольорових металів показав, що для елементів, які мають високу пружність пару, таких як свинець і вісмут, найбільш повільною стадією процесу переходу з рідкого металу в газову фазу є дифузне перенесення в металі, а для елементів, що мають знижену пружність пару, таких як мідь, сурма і олово, лімітуючою стадією є процес випаровування. Для прискорення дифузії в рідкому металі домішок з високою пружністю пара і, отже, для прискорення їх видалення доцільно застосовувати такі технологічні прийоми, як підвищення температури, інтенсивне перемішування, зниження тиску і збільшення питомої поверхні розділу [17, 28].

У жароміцних нікелевих сплавах спостерігаються такі неметалеві включення, як оксиди, сульфіди, нітриди, бориди, карбіди і більш складні з'єднання, як карбонітриди. Склад неметалевих включень визначається хімічним складом сплавів, застосовуваних шихтових матеріалів, в тому числі видом відходів, умовами виплавлення, розливання і кристалізації металу [17, 28]. Видалення включень зі сплаву можливо шляхом їх дисоціації, спливання або створення спеціальних умов (низький вміст сірки, азоту, кисню), щоб ці неметалеві включення не утворилися.

Процес спливання включень визначається температурою металу, інтенсивністю його перемішування і природою включень: щільністю, розмірами, поверхневими властивостями. Видалення неметалевих включень в умовах вакууму може проходити одночасно за рахунок відновлення їх вуглецем і спливання [17, 28]. Рафінування сплавів у вакуумі може здійснюватися в вакуумних дугових, індукційних і електронно-променевих печах. У вакуумних індукційних печах (ВІП) можуть бути виплавлені жароміцні нікелеві сплави практично будь-якого хімічного складу, забезпечивши контроль тих шкідливих домішок, які можуть вилучатися шляхом випаровування. Індукційне перемішування розплаву в ВІП істотно підвищує його однорідність, активізує його рафінування за рахунок перенесення домішок до поверхні розплав-вакуум. У вакуумних дугових печах (ВДП) потужність, що підводиться до електроду лише незначно перегріває рідкий метал у ванні; тиск

безпосередньо в зоні дуги досить високий, а час перебування металу в рідкому стані невеликий. Однак крапельне перенесення рідкого металу з електрода у ванну прискорює видалення домішок при цьому процесі.

Ефективність рафінування металу від домішок при ВДП у порівнянні з ВІП оцінювали на прикладі видалення азоту [85]. Швидкість видалення азоту пов'язана зі співвідношенням (1.4) поверхня/об'єм (F/V) розплаву наступним чином:

$$\ln \left[\frac{C - C_e}{C_0 - C_e} \right] = K \frac{F}{V} \times \tau, \quad (1.4)$$

де C – концентрація азоту в момент часу τ ;

C_0 – початкова концентрація азоту;

K – константа швидкості.

Величина F/V для металеві краплі при ВДП дорівнює $\sim 1 \text{ мм}^{-1}$ (діаметр краплі 6 мм), а час падіння краплі в дузі ~ 20 мс. Для ВІП металу масою 2500 кг відношення $F/V \sim 1,5 \times 10^{-3} \text{ мм}^{-1}$, а час рафінування ~ 3600 с. Відносна ефективність двох процесів визначається відношенням: $\frac{1,5 \times 10^{-3} \times 3600}{1 \times 20 \times 10^{-3}} = 270$, тобто ефективність рафінування в ВІП значно вище, ніж в ВДП [85].

В електронно-променевих печах (ЕПП) в порівнянні з ВДП рідкий метал знаходиться більш тривалий час при значних температурі та вакуумі. Поверхня розплаву перегрівається електронним променем у відсутності контакту рідкого металу з керамічними матеріалами. Все це дозволяє додатково очистити сплав від домішок кольорових металів, неметалевих включень і газів [86].

Жароміцні сплави, отримані в ЕПП, містять менше 0,00005 % кисню [17, 28]. Однак переваги ЕПП (надвисокий вакуум і тривалий час рафінування розплаву) одночасно пов'язані і з певними недоліками такого процесу: нерегульована зміна хімічного складу металу, особливо по елементах з високою пружністю пара, і великі економічні витрати.

Тому в даний час оптимальна технологія виплавки жароміцних нікелевих

сплавів заснована на ВІП. Однак у споріднених металургійних процесах, наприклад, отримання особливо чистих підшипникових сталей для приладових високоточних підшипників, знайшли широке застосування комплексні технології рафінування металу: ЕШП + ВДП; ВІП + ВДП і т.п. Тому заслуговує на увагу застосування таких комплексних технологій рафінування високолегованих нікелевих сплавів, особливо в разі використання їх зворотних відходів.

1.5 Роль кристалізації у рафінуванні сплаву

Первинна кристалізація для виливків є найважливішим чинником, що визначає їх механічні та спеціальні властивості. Вона являє собою надзвичайно складний процес і впливає на структуру первинного зерна, форму і розгалуженість дендритів, рух рідкого металу через сітку кристалів, визначає вплив кристалографічної орієнтації на розгалуженість і відстань між гілками дендритів, ступінь гомогенності сплаву, мікросегрегацію та інтенсивність її розвитку між гілками першого, другого і третього порядку, щільність виливка, масоперенесення рідкої і ліквацийної фаз, зональну ліквацию і механічні властивості сплавів [87]. Серед численних методів зовнішнього впливу на рідкий метал та метал, що кристалізується [88, 89] все більшого розвитку отримують теплофізичні методи, які дозволяють активно розробляти і застосовувати технологію цілеспрямованого управління структурою первинних кристалів [90–93].

Напрямок зростання та розгалуженість кристалів залежить від умов тепловідводу, вмісту домішок і форми меж розділу кристал – рідина. При відведенні теплоти кристалізації через кристал перед межею затвердіння є значне переохолодження ΔT , і кристал набуває стовпчастої форми [94] з гілками першого, другого і третього порядку. Напрямок головної осі дендрита збігається з окремими кристалічними напрямками ґратки [95]. Відзначається наступна

послідовність зростання дендритів (рис. 1.8): наявність затравки на охолоджуваній поверхні (1), зростання первинної осі (2), збільшення її протяжності при підвищенні переохолодження (3), виникнення вторинних осей (4) [89]. Процес дендритної кристалізації металів і сплавів може відбуватися за кількома схемами (рис. 1.9): дендритною, комірково-дендритною і комірковою.

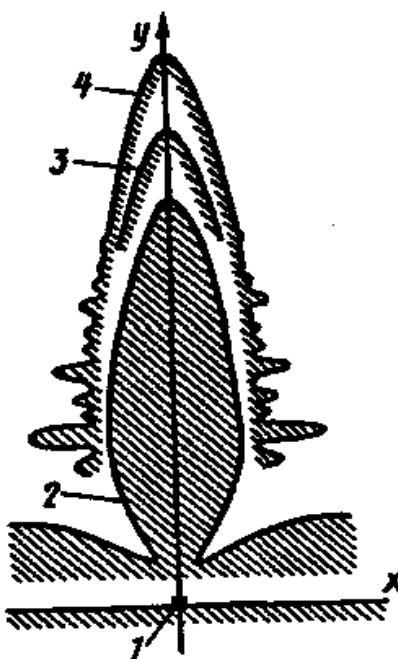
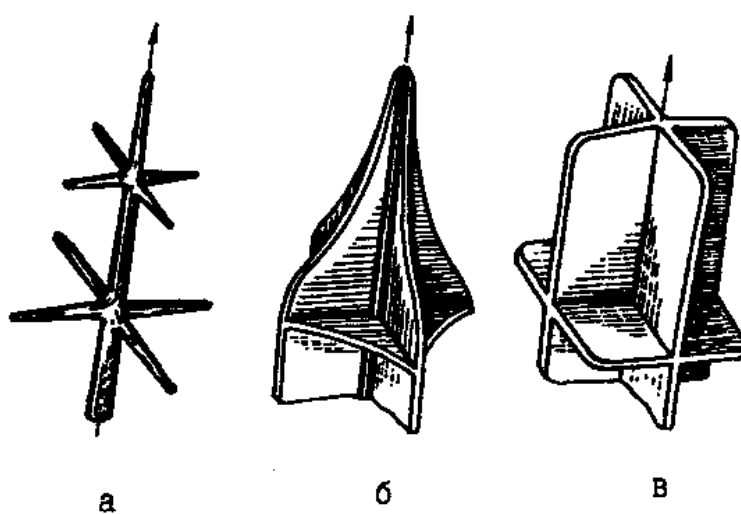


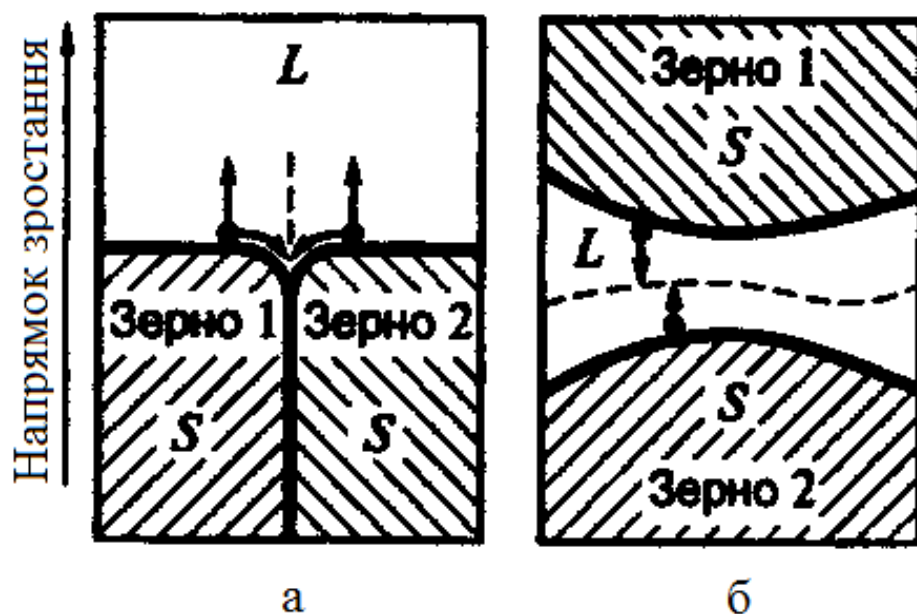
Рисунок 1.8 – Послідовність зростання дендрита [89]



а – дендритний кристал; б – комірково-дендритний; в – комірковий.

Рисунок 1.9 – Схеми дендритного росту кристалів в переохоложеному розплаві [96]

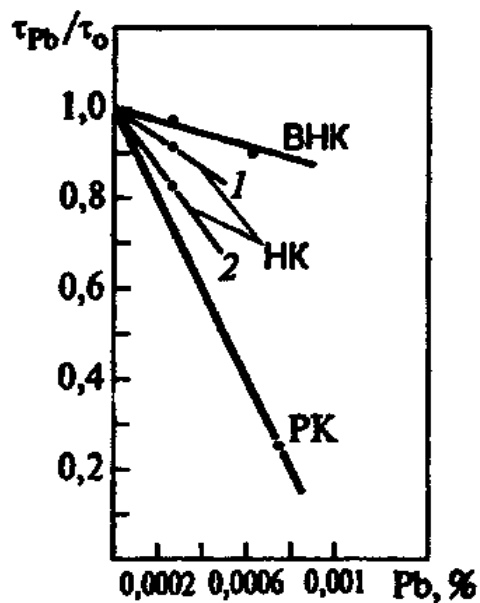
Простір між сусідніми гілками дендритів (так званий розмір дендритних осередків) багато в чому визначає характер розподілу в сплаві хімічних елементів і виділення фаз [96]. Керуючи кристалізаційним процесом в литому металі можна отримати два типи структур, що принципово відрізняються: рівновісну (об'ємна кристалізація) і стовпчасту (спрямована кристалізація), в яких дендритна ізоляція буде істотно відрізнятися. Тому ізоляція домішків поблизу меж зерен залежить від характеру утворення самих зерен, які можуть розташовуватися паралельно напрямку теплового потоку (рис 1.10 а), тобто в умовах спрямованого затвердіння і при зростанні рівновісних зерен (див. рис. 1.10 б).



а – паралельно напрямку зростання; б – при зростанні рівновісних зерен.

Рисунок 1.10 – Схема утворення меж зерен [28]

Вивчали характер розподілу домішків свинцю в сплаві ЖС26У, відлитому в умовах рівновісної (РК), спрямованої (СК) і високошвидкісної спрямованої (ВСК) кристалізації без домішок і з домішками до 0,001% свинцю [28]. Результати випробувань литих зразків показали, що потрапляння в сплав свинцю знижує його довговічність, однак сплав РК більш чутливий до домішків свинцю, ніж сплав зі спрямованої структурою, відлитий методами ВНК і НК (рис. 1.11).



1 і 2 – поздовжні і поперечні зразки.

Рисунок 1.11 – Вплив домішок свинцю на відносну довговічність τ_{Pb}/τ_0 (випробування на тривалу міцність при 975 °С; τ_{Pb} , τ_0 – довговічність металу з домішкою свинцю і без нього) сплаву ЖС26У, відлитого різними способами кристалізації (СК при $V_{кр} = 4$ мм/хв ; ВСК при $V_{кр} = 20$ мм/хв) [28]

Домішки кольорових металів, зокрема свинець, практично не розчинні в основі жароміцних сплавів (нікелі) і, внаслідок зниженої активності, не утворюють хімічних сполук з компонентами сплаву, перебуваючи в металі у вільному вигляді. Встановлено, що в процесі спрямованого затвердіння частина свинцю відсувалася вгору зростаючими кристалами, де його концентрація була в 2,5 рази вище. Крім того, в процесі тривалої витримки розплаву при спрямованій кристалізації в умовах вакууму свинець може частково випаровуватися [28]. На характер структури зруйнованих після випробувань на тривалу міцність зразків сплаву ЖС26У з домішкою свинцю (0,001 %) вплинули умови кристалізації металу. У зразках з рівновісною структурою утворення і розвиток осередків руйнування в умовах повзучості було пов'язано з появою одиничних пор на межах зерен, розташованих перпендикулярно прикладеному навантаженню, і їх злиттям одночасно з утворенням тріщини. В спрямованій структурі пори не розвивалися в поперечному, по відношенню до прикладеного навантаження, напрямку, оскільки їх поширення

стримувалося витягнутими в напрямку кристалізації осями дендритів [28].

Сплави РК мають більш низький рівень пластичності, ніж сплави СК. Це перешкоджає релаксації напружень за рахунок течії матриці і викликає концентрацію деформації поблизу меж зерен. Тому будь-яке ослаблення меж зерен і (пов'язане, наприклад, з утворенням пор) більше проявляється в сплавах РК. Крім того, в сплавах СК протяжність границь значно менше і всі вони витягнуті в напрямку прикладання навантаження, що також зменшує ймовірність утворення локальних дефектів меж зерен [28].

В реальних умовах при твердінні металу на гранях зростаючого кристалу виникає значний кристалізаційний тиск P (рівняння (1.5)), що досягає десятків кілограм на 1 см^2 , що впливає на перерозподіл нерозчинних домішок і формування кристалічної структури [87].

$$P = -\frac{\Delta T \times L}{T \times V}, \quad (1.5)$$

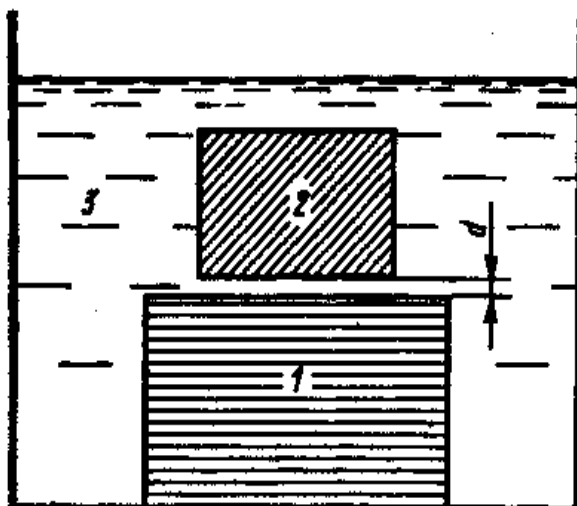
де ΔT – переохолодження розплаву;

L – теплота кристалізації сплаву;

T – абсолютна температура;

V – об'єм молекули у гратці кристалу.

Розглядаючи схему впливу тиску кристала на перешкоду (рис. 1.12) можна відзначити, що частина розплаву у вигляді тонкої плівки знаходиться між інорідним включенням і кристалом. У процесі росту кристал не зможе перемістити перешкоду, якщо вага стороннього тіла більше кристалізаційного тиску або, якщо вага тіла настільки велика, що він видавлює рідину, що розділяє їх і осідає на поверхню кристала, що призводить до вrostання чужорідного тіла в кристал [87]. Кристалізаційний тиск прогресивно зростає зі збільшенням переохолодження. При сильному переохолодженні в розплаві виникає безліч центрів кристалізації, і вони створюють полікристалічну структуру, захоплюючи всі домішки.

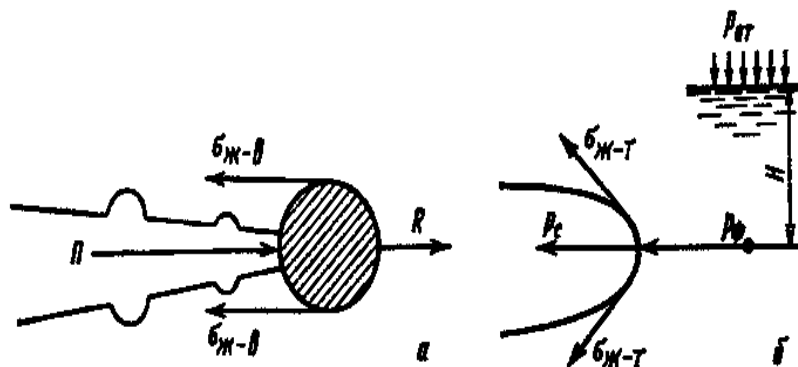


1 – кристал; 2 – інорідне тіло; 3 – розплав.

Рисунок 1.12 – Схема впливу тиску кристалу на перешкоду [87]

При дещо меншому переохолодженні кристали виростають дендритної форми, домішки теж захоплюються при розростанні гілок другого і третього порядків [87]. В результаті кристали, які виростають із великим переохолодженням, виходять більш забруднені домішками. Для отримання умов, сприятливих для очищення від домішок, необхідно зосередити переохолодження в дуже тонкому шарі рідини на межі з кристалом. Такі теплові умови створюються внаслідок інтенсивного відводу тепла в тверду фазу (крутий температурний градієнт) і, навпаки, великого перегріву розплаву (збільшення позитивного температурного градієнта в рідкій фазі). В цьому випадку кристали виходять без домішок, а швидкість вирощування кристалів збільшується в 5...6 разів. Зазначені умови високого перегріву сплаву та інтенсивного відводу тепла, через охолоджуваний водою кристалізатор, створюється при електрошлаковому процесі. На сторонню частинку в сплаві що кристалізується впливає сила кристалізаційного тиску P (рівняння (1.6-1.8)), під дією якої вона може переміщатися в розплав зі швидкістю кристалізації сплаву R (рис. 1.13).

Цьому переміщенню перешкоджатимуть сили міжфазного натягу між домішкою та рідким розплавом $P\sigma$ і гідродинамічного опору руху сферичної поверхні в розплаві Pc [87].



а – при взаємодії з часткою; б – при подоланні феростатичного тиску.

Рисунок 1.13 – Схема дії сил біля сторонньої частки в сплаві що кристалізується [87]

$$P = P_{\sigma} + P_c, \quad (1.6)$$

$$P_{\sigma} = \pi \times r \times \sigma_{р.в.}, \quad (1.7)$$

де r – радіус включення;

$\sigma_{р.в.}$ – поверхневий натяг розплав-включення.

$$P_c = C_f \times \rho \times \frac{R^2}{2} \pi r^2, \quad (1.8)$$

де C_f – коефіцієнт опору;

ρ – щільність розплаву.

З рівнянь (1.5), (1.7) і (1.8) отримаємо:

$$\frac{\Delta T \times L}{T \times V} = \pi r \sigma_{ж.в.} + C_f \times \rho \times \frac{R^2}{2} \pi r^2 \quad (1.9)$$

Знаючи швидкість кристалізації R і переохолодження ΔT , можна визначити допустимий радіус включень, які будуть відтіснятися кристалізаційним тиском. Навпаки, знаючи переважний розмір наявних в розплаві нерозчинних домішок, можна визначити необхідні теплофізичні умови кристалізації для їх витіснення. Проводилися теоретичні дослідження процесів одержання литих заготовок з

монокристалічною дендритною структурою сплавів твердих розчинів системи Fe-Co-Ni-Al-Cu-Ti (ЮНДКТ) [99]. При розробці технології виробництва подібних заготовок [100, 101] зазвичай виходять з необхідності дотримуватися співвідношення (1.10).

$$\frac{G}{R} \geq m \times C_0(1 - K) / K; \text{ Дж}, \quad (1.10)$$

де C_0 – вміст компонента В в подвійному сплаві А-В;

$K = C_{\text{ТВ}}/C_p$ – рівноважний коефіцієнт розподілу компонента В при кристалізації сплаву;

m – нахил лінії ліквідусу на подвійній діаграмі стану А-В;

G – градієнт температури в розплаві перед фронтом кристалізації;

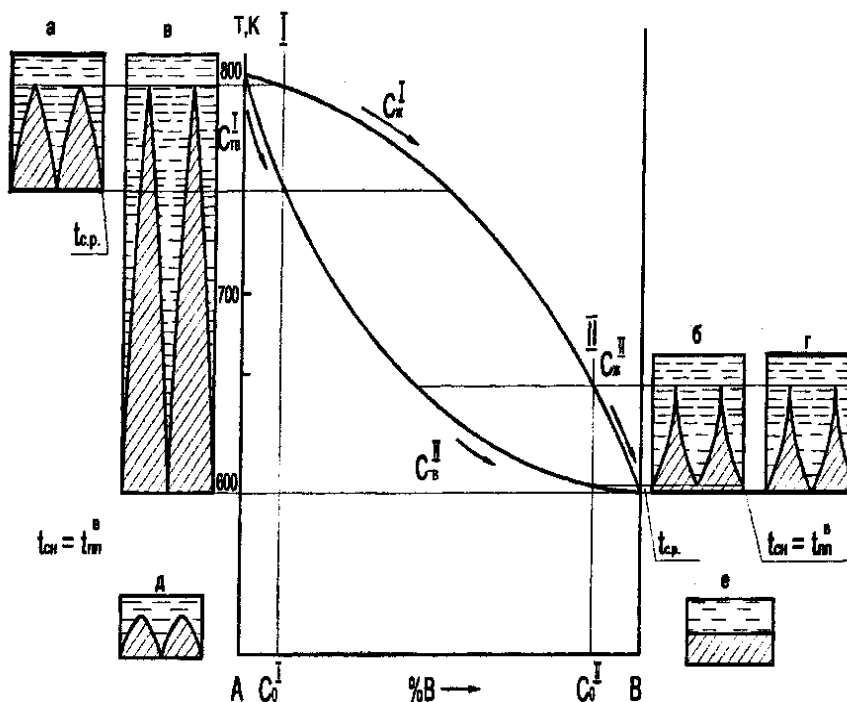
R – лінійна швидкість переміщення фронту кристалізації.

Зі співвідношення (1.10), виведеного [101] для опису кристалізації подвійного сплаву твердого розчину, неодмінною умовою отримання монокристалів чистих металів з досконалою структурою і мікроскопічно однорідним розподілом домішок має виконуватися вимога про можливу найбільшу величину відношення – G/R . Дослідження із вирощування монокристалів зі сплаву Fe + 20 % Cr, склад якого близький до мінімуму за діаграмою стану, а інтервал кристалізації не перевищує 5 °С, показали можливість отримання монокристалів діаметром 20 мм при градієнті рівному 50...70 град/см зі швидкістю не більше 0,5 мм/хв. При великих швидкостях вирощування виникали додаткові кристали з довільною орієнтацією.

Монокристали зі сплаву Fe + 35 % Si того ж діаметру і приблизно при такому ж температурному градієнті стійко росли при швидкості 5...6 мм/хв. Вирощування монокристалів із складних 4...6 компонентних сплавів систем Fe-Co-Ni-Al-Cu-Ti і Fe-Co-Cr-Mo успішно здійснювалися при швидкостях 5...10 мм/хв. При цьому інтервал кристалізації сплавів досягав 50...0 град [100, 102]. Отримані результати можна пояснити особливостями будови двофазної ділянки, що виникає при затвердінні виливків зі сплаву з інтервалом кристалізації.

Розміри і будова двофазної області в литві визначаються трьома основними характеристиками: зовнішнім тепловідведенням, характером кристалізації сплаву і видом діаграми стану.

Тепловідведення задається тепловим режимом роботи установки. Показниками характеру кристалізації сплаву є частка, що кристалізується за рахунок дифузійного розпаду рідини – M_p , і темп кристалізації – похідна кількості твердої фази за температурою. Вид діаграми стану дозволяє визначити гранично низьку температуру нерівноважного солідусу [99]. Сплави I і II (рис. 1.14), які мають різні рівноважні і різні нерівноважні інтервали кристалізації, а також різний характер кристалізації, в умовах спрямованого керованого твердіння при рівноважній кристалізації та однакових температурних градієнтах у виливках утворюють рівні за шириною, але відмінні двофазні області (див. рис. 1.14 а, б). Двофазна область у виливках при нерівноважній кристалізації і рівних температурних градієнтах для сплавів I і II показана на рис. 1.14 в, г.



а, б – рівноважна кристалізація при $G = 25$ град/см; в, г, д, е – нерівноважна кристалізація при $G = 250$ град/см.

Рисунок 1.14 – Будова двофазних областей у виливках з двох типів сплавів твердих розчинів з рівними інтервалами кристалізації [99]

Видно, що при рівних температурних градієнтах ($G = 25$ град/см за прийнятим на рис. 1.14 масштабом) в разі нерівноважної кристалізації ширина двофазної області в литві зі сплаву I буде завжди більше ніж у литві зі сплаву II. Тому при вузькій двофазній області в разі сплаву II більш вірогідна поява збагаченого шару перед двофазною областю і, як наслідок, зародження тут нових кристалів [99]. Якщо градієнт температури надмірно малий і двофазна область занадто широка, перед нею в будь-якому випадку можливе зародження кристалів.

При нерівноважній кристалізації і десятикратному збільшенні температурного градієнта фронт кристалізації сплаву (див. рис. 1.14 е) має майже плаский характер, через що в рідині зростає ймовірність появи збагаченого легкоплавкими компонентами шару, який обумовлює виникнення дифузійного переохолодження і можливість зародження нових кристалів за цим шаром. У литві зі сплаву II (див. рис. 1.14 д) фронт кристалізації ще дуже далекий від плаского характеру, тому зазначені явища не відбуваються і отримати монокристалічну структуру з дендритною будовою можна при великих швидкостях вирощування [99].

Експериментальна перевірка довела, що в разі сплавів ЮНДК 35Т5, Fe-Si, що мають велику величину M_p і високий темп кристалізації на ліквідусі, монокристалічна структура у виливках утворюється при більших швидкостях вирощування, ніж у виливках зі сплаву Fe-Cr, які мають малу величину і менший темп кристалізації на ліквідусі [103]. При ВСК лопаток зі сплаву ЖС6У швидкість кристалізації змінювалася від 0,1 до 40 мм/хв. Підвищення швидкості кристалізації викликало різку зміну всіх структурних складових сплаву: дендритів, карбідів, евтектичної ($\gamma-\gamma'$)-фази [104, 105].

Експериментально встановлено, що при малому температурному градієнті (G) і практично будь-якій швидкості кристалізації ($R=0,4...100$ мм/хв) мікроструктура сплавів дендритна з різним ступенем дисперсності структурних складових. При $G = 100... 20$ град/см і більше, при $R = 0,1$ мм/хв структура сплавів ЖС6У, ЖС6Ф стає без дендритною, що свідчить про спрямовану кристалізацію сплаву в умовах плаского фронту зростання. Зниження G і підвищення R

викликає появу пористої структури, яка була отримана при $G = 70$ град/см і $R = 1$ мм/хв [104].

Теоретичні розрахунки доводять, що варіюванням поверхневої енергії на межі поділу дендрит – міждендритний простір можна ефективно регулювати величину стаціонарної швидкості кристалізації, що легко практично здійснити, наприклад, мікролегуванням сплаву. Можна очікувати, що такого роду зміни швидкості поширення кристалізаційного фронту допоможуть звужити інтервал відхилень векторів кристалографічної орієнтації головних дендритних осей щодо заданого напрямку росту, тобто зробити структуру СК більш досконалою [106, 107]. Незважаючи на значне число проведених досліджень в питаннях впливу кристалізаційних процесів на рафінування жароміцних нікелевих сплавів, особливо в умовах вакууму, істотного перегріву розплаву і високошвидкісної спрямованої кристалізації, ще багато невивченого і відсутні чіткі і однозначні визначення.

1.6 Обґрунтування і постановка задачі дослідження

Необхідність залучення коштовних зворотних відходів нікелевих жароміцних сплавів в технологічний процес виготовлення лопаток ГТД є актуальною задачею і вимагає проведення спеціальних досліджень. У зв'язку з вищевикладеним були поставлені такі завдання дослідження:

1. Проаналізувати склад і розподіл шкідливих домішок у ливарних відходах нікелевих жароміцних сплавах.
2. Вивчити особливості рафінування ливарних відходів нікелевих сплавів в різних термочасових умовах.
3. Розглянути вплив кристалізаційних процесів на рафінування ливарних відходів нікелевих сплавів.

4. Дослідити поведінку нітриду і карбонітридів титану при високотемпературній обробці розплаву нікелевих сплавів.

5. Розробити оптимальну технологію рафінування ливарних відходів нікелевих сплавів, що забезпечує щільну структуру і необхідні властивості виливків.

6. Для об'єктивного визначення експлуатаційних властивостей виробів розробити методику випробування литих лопаток газотурбінних двигунів на кут загину.

7. Випробувати та впровадити на АТ «Мотор Січ» раціональну технологію отримання якісних шихтових заготовок і лопаток з використанням ливарних відходів нікелевих сплавів.

РОЗДІЛ 2

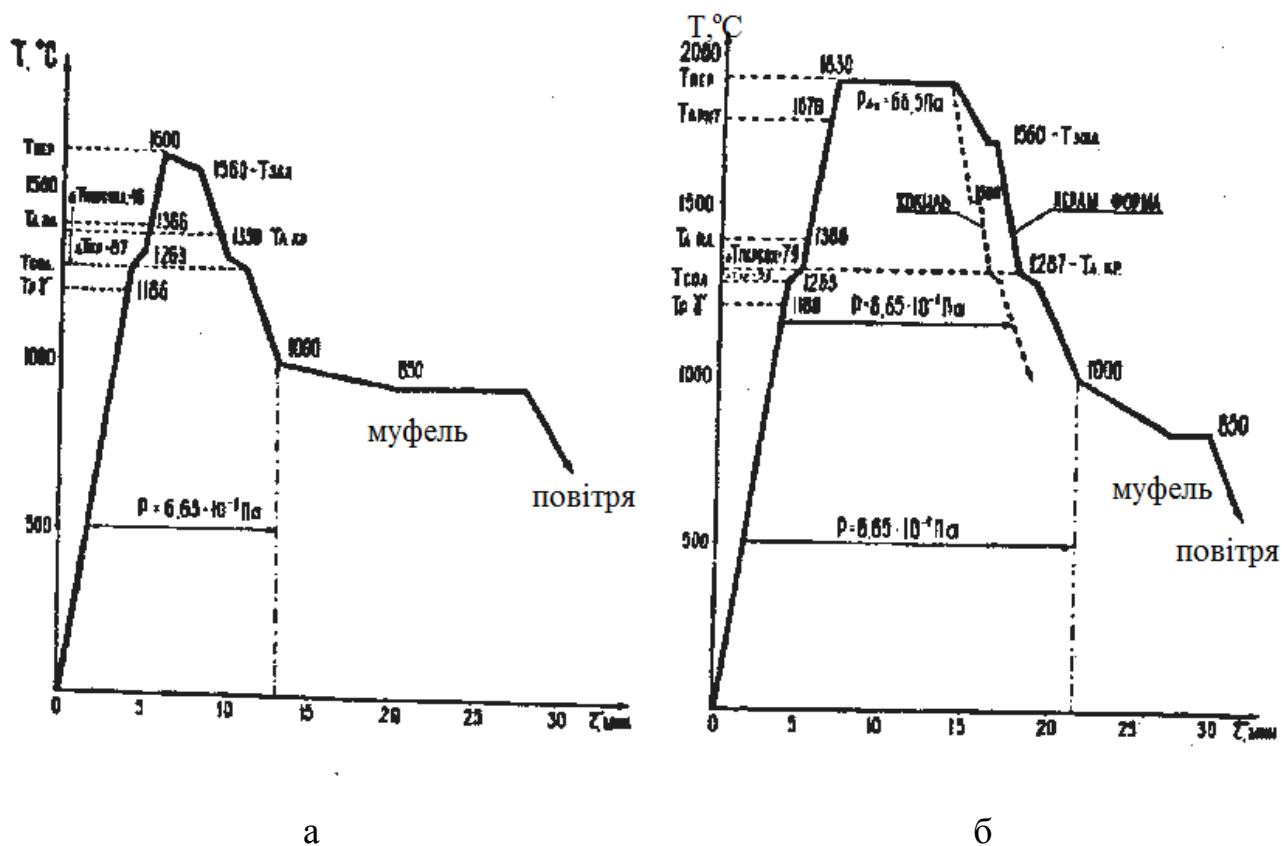
МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Для виконання завдань цього дослідження використовували свіжу шихтову заготовку та технологічний зворот (ливники, додатки, ливникові чаші, брак виливків) стандартних жароміцних нікелевих сплавів EI437, ЖСЗЛС, ЖСЗДК, ЗМІ-ЗУ, ЖС6У, ЖС6К, ЖС26, ЖС32, МАР-М-002. Стабілізацію структури моно- і полікристалічних виливків забезпечували стартовими затравками зі сплаву НВ-4, які спрямовано твердіють.

2.1 Виплавка сплавів і отримання виливків

На лабораторних і промислових вакуумних плавильних установках були отримані литі зразки для досліджень. Виливки з рівноважною кристалічною структурою отримували у вакуумній установці УППФ-3М, де в тиглях з основною футеровкою місткістю 8...10 кг розплавляли мірну шихтову заготовку або ливарні відходи нікелевих сплавів (схема ВІП). При залишковому тиску в робочому просторі установки 0,66...1,33 Па розплав перегрівали до температури 1600 ± 20 °С і заливали в електрокорундові керамічні ливарні форми, отримані за витоплюваними моделями і нагріті до температури 950 ± 50 °С (рис. 2.1 а). Отримували заготовки литих зразків для подальших досліджень. На цій же установці проводили високотемпературну обробку розплаву (ВТОР). При нагріванні розплаву від 1600 °С до 1900 °С в об'єм печі напускали аргон марки А до тиску 1×10^4 Па для пригнічення кипіння металу. При температурі 1900 °С метал витримували протягом 1...20 хв, охолоджували до температури 1600 ± 30 °С і заливали в сталеві виливниці (кокілі), отримуючи шихтові заготовки діаметром 80...90 мм, або в електрокорундові керамічні форми,

виготовлені за витоплюваними моделями і нагріті до температури $950 \pm 50 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 2.1 б), відливаючи пальчикові зразки (схема ВТОР + ВІП).



а – ВІП; б – ВТОР + ВІП

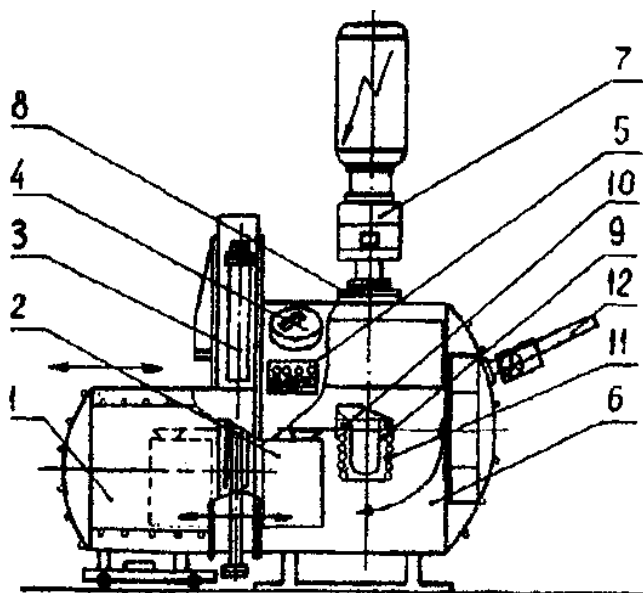
Рисунок 2.1 – Технологічні схеми обробки розплаву

Лабораторні плавки за технологічною схемою ВТОР + ВІП проводили на спеціальній лабораторній установці з нагрівачами опору з вуглецевого композиту, що забезпечує перегрів розплаву в алундовому тиглі ємністю 40...50 г до 1900°C . Промислові плавки за технологією ВТОР + ВІП проводили у вакуумній плавильній установці ULVAC FM 1-2-100 в набивних магнезитових тиглях ємністю 100 кг. Піч має форкамеру для підшихтовування компонентів і механізм відбору проб металу в процесі плавки для експрес-аналізу хімічного складу, а також автономну камеру з вакуумним затвором для завантаження і вивантаження кокілів. Високотемпературну обробку розплаву проводили при температурі 1830°C витримка 15...20 хвилин і тиску в плавильній камері печі $0,66...1,33 \text{ Па}$.

Заливку шихтових заготовок здійснювали в кокіль діаметром 80...100 мм і довжиною 1,0...1,5 м з використанням пінокерамічних фільтрів з діоксиду цирконію.

На основі способу електронно-променевої гарнісажної плавки з електромагнітним перемішуванням розплаву [108] був розроблений і апробований новий спосіб, який отримав назву суміщення індукційного і електронно-променевого переплавлення (ВП + ЕПП) [109, 110]. В цьому випадку власне плавка шихти та перегрівання розплаву проводиться в керамічному тиглі шляхом індукційного нагрівання, а рафінування та високотемпературна обробка розплаву - шляхом додаткового електронно-променевого обігріву розплаву на завершальному етапі процесу. При цьому поверхня перегріву дзеркала розплаву досягала температури 1850...2000°C при підтримці невисокої інтегральної температури (1500...1650°C) в об'ємі тигля індукційним перемішуванням.

Дослідні плавки проводили на установці, що являє собою стандартну вакуумну індукційну піч УППФ-3М, оснащену додатковим джерелом електронно-променевого нагрівання (рис. 2.2). В експериментах використовували керамічний тигель для індукційної плавки, на який встановлювали металеве кільце, яке охолоджувалося водою (рис. 2.2 позиція 10) з метою захисту кераміки від можливого впливу електронного променя. У керамічний тигель завантажували 8,0...8,5 кг шихти, при цьому максимальна потужність індукційного нагріву становила 40 кВт. Потужність електронно променевого нагрівання у всіх плавках підтримувалася на рівні не більше 50 % потужності індукційного нагріву. При включенні електронно-променевого нагріву потужність індукційного відповідно знижували. Тому питома витрата електроенергії не перевищувала цей показник для ВП. Тривалість електронно-променевого нагріву розраховували з умови чотирикратної високотемпературної обробки розплаву за рахунок його перебування в зоні фокальної плями на дзеркалі ванни [111]. Для зазначеної маси металу вона становила близько 10 хв.



1 – камера завантаження; 2 – виливниця; 3 – вакуумний затвор;
 4 – оглядова система; 5 – блок управління електронним променем;
 6 – плавильна камера; 7 – електронно-променева гармата; 8 – затвор гармати;
 9 – керамічний тигель; 10 – металеве кільце, що охолоджується водою;
 11 – індуктор; 12 – механізм завантаження шихти в тигель.

Рисунок 2.2 – Вакуумна індукційна установка УППФ-3М

Плавку за технологією ВІП + ЕПП проводили за двома варіантами. За першим варіантом відходи сплавів переплавляли у спосіб сумісної плавки (ВІП + ЕПП) і отримували стандартні пальчикові зразки діаметром 12 мм з рівновісною кристалічною структурою. За другим варіантом експерименти проводилися в дві стадії. На першій стадії відходи переплавляли шляхом суміщеної плавки (ВІП + ЕПП) з метою рафінування металу і отримували стандартні мірні шихтові заготовки діаметром 90 мм. На другій стадії з цих шихтових заготовок на установці УППФ-3М отримували зразки з рівновісною кристалічною структурою, а на установці УВСК-8П - методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) зразки з монокристалічною структурою.

Литі зразки з монокристалічною структурою отримували на установці УВСК-8П наступним чином: з плавильного тигля з основною футеровкою індукційної печі розплав з температурою 1600 ± 10 °С заливали в нагріті форми,

отримані за витоплавлюваними моделях. Потім форми з розплавом опускали зі швидкістю 10 мм/хв в розплавлений алюміній, нагрітий до 800...850°C [112].

Технологію низькотемпературного вакуумного рафінування зворотних відходів нікелевих сплавів методом спрямованої кристалізації здійснювали в прохідних установках ПМП-4М (рис. 2.3). У цих установках протягом 45 год при вакуумі 0,66...6,65 Па проводилося нагрівання, розплавлення, спрямована кристалізація та охолодження шихтової заготовки та лопаток з досліджуваних сплавів. Температура нагріву розплаву не перевищувала 1465°C. У робочій зоні установки ливарні форми проходили 180 позицій, перебуваючи на кожній по 15 хв, з кроком проштовхування 0,2 м.

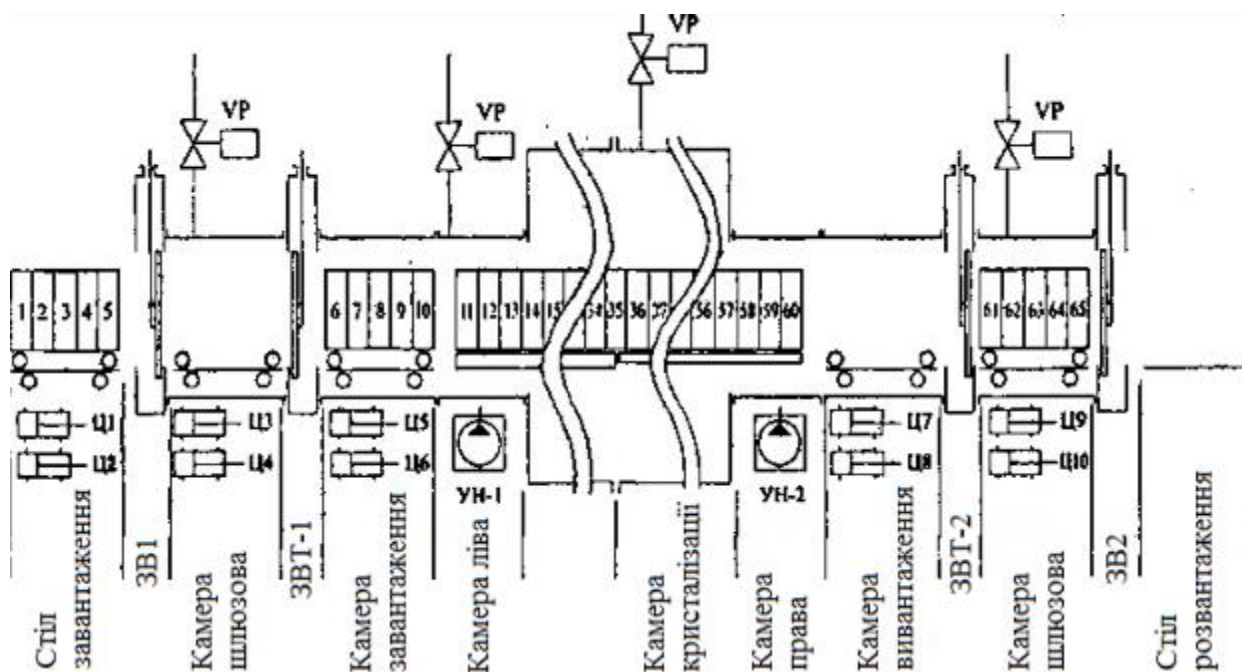
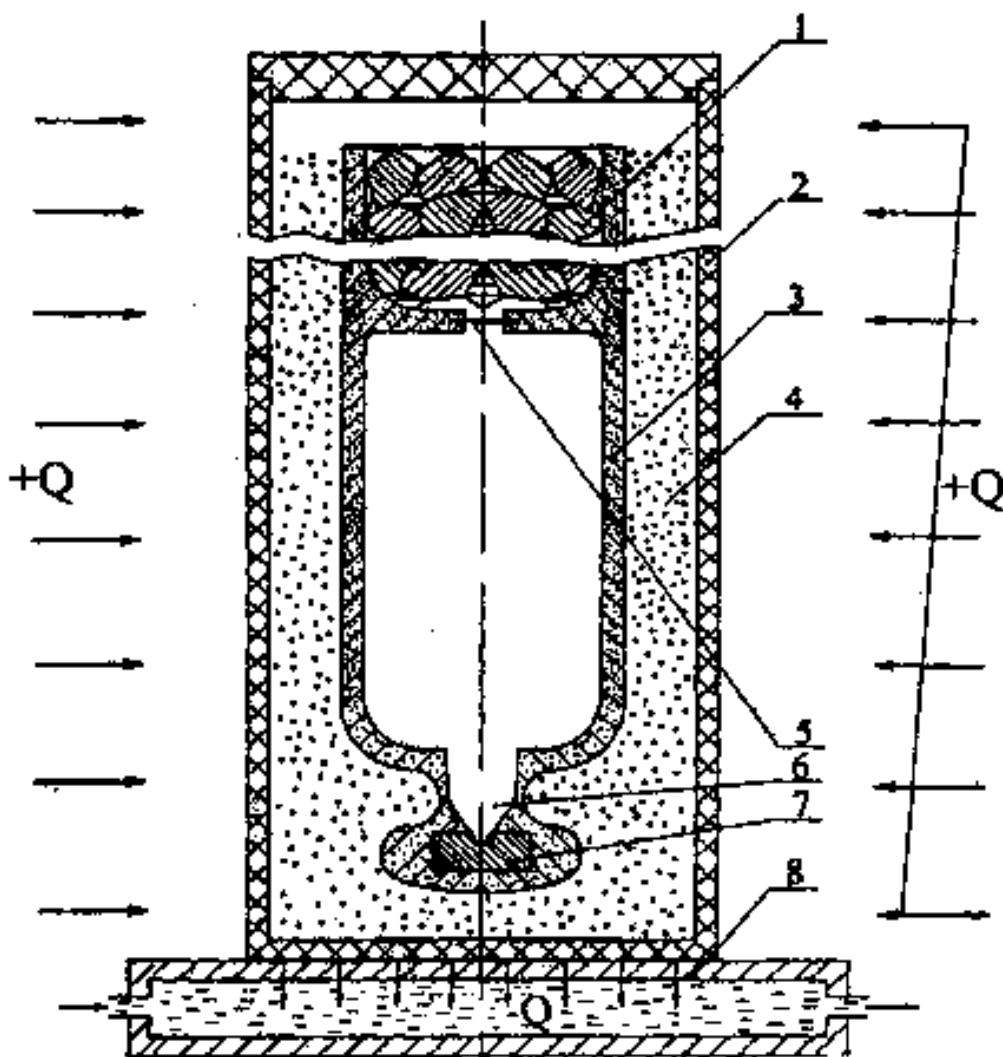


Рисунок 2.3 – Схема установки ПМП-4М прохідного типу для виготовлення виливків методом спрямованої кристалізації

Електрокорундові ливарні форми, виготовлені за витоплюваними моделями (рис. 2.4), завантажувалися шматками ливарних відходів, порізними на абразивно-відрізних верстатах. Ливарна форма для отримання шихтової заготовки у вигляді злитка діаметром 80 мм і висотою 230 мм (див. рис. 2.4) складалася з ливникової чаші, відокремленої від порожнини майбутнього виливка заглишкою 5 з нікелевого сплаву.



1 – шматки ливарних відходів; 2 – графітовий контейнер; 3 – керамічна форма; 4 – графітова крихта; 5 – заглушка з нікелевого сплаву; 6 – стартовий конус; 7 – монокристалічна затравка; 8 – піддон, що охолоджується водою.

Рисунок 2.4 – Контейнер із встановленою в ньому ливарної формою

У нижній частині форми розміщувалася монокристалічна затравка 7, яка через стартовий конус 6 сприяла формуванню структурної орієнтації [001]. У графітовий контейнер 2 встановлювалася форма, і простір між нею і контейнером заповнювався графітовою крихтою 4. Контейнер з формою нагрівалися бічними нагрівачами установки. Спрямований тепловідвід від форми з вливною здійснювали нижнім піддоном 8, що охолоджувався водою.

Шихтові заготовки з установки ПМП-4М переплавлялися на установці

УВСК-8П для отримання зразків з монокристалічною структурою. При цьому для поліпшення кристалографічної орієнтації [001] та її стабілізації застосовували плоскі монокристалічні затравки в поєднанні зі стартовим конусом або гелікоїдом, а також кульові затравки з гелікоїда. Монокристалічні затравки для спрямованої кристалізації виливків виробляли в установці УВСК-8П в динамічному вакуумі $\sim 10^{-1}$ Па, заповнюючи рідким розплавом електрокорундову ливарну форму, яку переміщували з температурного поля нагрівача у ванну з рідким алюмінієм. При цьому градієнт температури на фронті кристалізації становив $G=8\text{...}10^\circ\text{C}/\text{мм}$, а швидкість кристалізації $R=10$ мм/хв. Більш високі значення градієнта температур ($G \sim 20$ °C/мм) були отримані в лабораторних умовах на спеціально розробленій конструкції кристалізатора, в якому в якості рідкометалевого теплоносія використовували сплав галію з 25% індію, що має температуру плавлення ~ 16 °C [113, 114].

Для дослідження стану та форми фронту кристалізації використовували метод гартування шляхом різкого опускання форми в кристалізатор. Загартування проводили на середній ділянці вирощуваних зразків. Після спрямованої кристалізації керамічну форму розбивали і витягували зразки сплаву для подальших досліджень. Монокристалічні зразки уявляли собою стрижні циліндричної форми діаметром 9 мм і довжиною ~ 150 мм. Поверхню поперечних і поздовжніх шліфів для досліджень готували шляхом розрізання стрижнів вулканітом.

2.2 Визначення хімічного складу

Хімічний склад сплавів визначали фотометричним, титрометричним, атомно-абсорбційним та кулонометричним методами. Вміст газів в металах отримано на газоаналізаторах LECO TN-114 і "ON-900" фірми "ELTRA". Експрес-аналіз хімічного складу проводили на квантометрі МФС-8 і спектрально-

емісійним методом на установці фірми BAIRD. При визначенні хімічного складу поверхні ливникових відходів використовували рентгенофлуоресцентний метод аналізу, а також мікрорентгеноспектральний (аналізатор MAP-3).

2.3 Диференціальний термічний аналіз

Вплив ВТОР на поведінку структурних складових нікелевого сплаву вивчали методом високотемпературного диференціального термічного аналізу (ДТА) на автоматичній установці ВДТА-8МЗ, в якій при нагріванні (охолодженні) досліджуваного та еталонного зразків з певною швидкістю безперервно реєстрували температури досліджуваного зразка і еталону, а також різницю температур цих об'єктів. У тиглях із плавленого окису берилію установки ВДТА-8МЗ, в умовах вакууму, нагрівали і розплавляли зразки (діаметр 5 мм і довжина 6 мм) зі швидкістю 80 °С/хв. до температури 1500°С. Потім робочий простір установки заповнювали інертним газом і перегрівали розплав до 1850°С з витримкою по 5 хв. і 10 хв. через кожні 50°С. Охолодження металу здійснювалося зі швидкістю 80 °С/хв.

Температури вимірювалися диференціальною струнною термопарою, що має чутливість 1...2°С, і фіксували їх на термограмах, де по піках, що вказують на наявність теплових ефектів (поглинання або виділення тепла), визначали фазові перетворення в рідкому та твердому металах. Так, ДТА був застосований [115] для визначення температур солідус і ліквідус при дослідженні впливу добавок гафнію на структуру та властивості нікелевого сплаву MAR-M200. Швидкість нагріву при термічному аналізі була 9 °С/хв. Точність отриманих результатів становила 5 °С. За допомогою термограм для сплаву з 0,4 % Hf отримано пояснення фазових перетворень (рис. 2.5), а також досліджено вплив гафнію на розчинність γ' -фази.



1 – випадання евтектики $\gamma + \gamma'$ ($1250\text{ }^{\circ}\text{C}$); 2 – випадання карбідів MC (1327°C); 3 – кінець швидкого утворення дендритів ($1369\text{ }^{\circ}\text{C}$); 4 – ліквідус (1368°C) переохолодження $8\text{ }^{\circ}\text{C}$; 5 – ліквідус ($1376\text{ }^{\circ}\text{C}$); 6 – розчинення карбідів MC ($1356\text{ }^{\circ}\text{C}$); 7 – солідус ($1305\text{ }^{\circ}\text{C}$); 8 – розчинення γ' -фази ($1236\text{ }^{\circ}\text{C}$); 9 – розчинення γ' -фази ($1058\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Рисунок 2.5 – Загальний характер термограми диференціального термічного аналізу сплаву MAR-M200 + 0,4% Hf [115]

2.4 Якість поверхні та макроструктура виливків

Стан поверхні досліджуваних виливків контролювали візуальним оглядом та капілярним методом ЛЮМ1-ОВ. Поверхня виливків очищала від припалу, кераміки, задирів. Макроструктура поверхні виливків, отриманих методом спрямованої кристалізації, виявлялася спеціальним щавленням. Виливки, що надходять на травлення, обдувалися електрокорундом

(зерно №20...32) і занурювалися повністю в розчин, що складається з $(700...800 \text{ FeCl}_3 \times 6\text{H}_2\text{O} + (120...150 \text{ мл}) \text{ HCl}) + \text{H}_2\text{O}$ до 1 л. Такому травленню піддавалися виливки з нікелевих жароміцних сплавів, окрім виготовлених зі сплаву ЖС32-ВІ, при температурі 18...25 °С протягом 30...60 хв. Прощавленні виливки промивали у ванні-фіксаторі багаторазовим зануренням, а потім в холодній проточній воді.

Шлам з поверхні виливків видаляли спочатку 28 % перекисом водню при кімнатній температурі протягом 30...60 с, а потім в розчині (г/л): [(40...50) їдкою натрію, (20...30) соди кальцинованої, (30...70) тринатрійфосфат, (10...20) рідкого скла], при температурі 60...90 °С протягом 5...10 хв. Травильний шлам видалявся промиванням у холодній проточній воді з протиранням поверхні щітками або серветками. Остаточо виливки промивалися в гарячій воді і обдувалися стисненим повітрям до повного видалення вологи.

Виливки зі сплаву ЖС32-ВІ протравлювали в кошиках із пластикату розчином, що складається з 25% азотної кислоти (щільність 1,34 г/см³), 25% фтористоводневої кислоти (щільність 1,13 г/см³) і 5 0% води, протягом 30...60 хв при температурі 18...30 °С. Після короткочасного (не менше 20 с) промивання виливків у воді з їх поверхні видаляли шлам у водному розчині складу: 10% сірчаної кислоти (щільність 1,84 г/см³), 1% уротропіну, 5% гідроксиду цирконію, протягом 30...60 хв при температурі 18...25 °С. Потім промивка в холодній проточній воді з протиранням поверхні щіткою або бавовняними серветками і сушка обдуванням сухим стисненим повітрям до повного видалення залишків вологи.

У спрямовано кристалізованих виливках монокристалічною вважалася структура, що має на поверхні один кристал і не більше трьох «паразитних» кристалів. У пустотілих виливках внутрішні дефекти і відхилення геометричних розмірів оцінювалося просвічуванням рентгеном. При візуальному огляді виливків для уточнення розмірів дефектів (відбитки керамічної оболонки або прес-форми у вигляді звивистих ліній, рядків, майданчиків різної форми і глибини) використовували мікроскоп МПБ-2. Люмінесцентною дефектоскопією

ЛЮМ1-ОВ контролювали невидимі або слабо видимі незброєним оком дефекти типу несущільності, що виходять на поверхню виливки. Досліджувану поверхню попередньо знежирюють в бензині або ацетоні протягом 2...5 хв., а потім сліди розчинника і води видаляли з поверхні зразка сушінням на повітрі протягом 40...60 хв. при температурі 300...330 °С.

На підготовлену таким чином поверхню, температура якої була 20...30 °С, наносився індикаторний пенетрант марки ЛШ-6А, який під впливом капілярних сил проникав в поверхневі дефекти і утримувався в них. Досліджувану поверхню очищали від пенетранта рідиною ОЖ-1 (80% етиловий спирт, 20% емульгатор ОП-7) протягом 1 хв. зануренням в ванну. Потім вилівок промивали проточною водою і сушили обдуванням повітрям (швидкість потоку повітря більше 2 м/с) при температурі 40...60 °С протягом 3...5 хв. На досліджувану поверхню фарборозпилювачем під тиском 2...4 атм. наносили шар проявника ПР-1 (30% біла нітроемаль НЦ-583, 30 % колодій медичний, 40% ацетон) товщиною 5...15 мкм. Робили витримку після нанесення проявника протягом 30...60 хв. За рахунок дифузійних процесів індикаторний пенетрант витягували проявником ПР-1 з дефекту на поверхню.

Під джерелом ультрафіолетового світла (лампи ДРУФ-3-125 або ДРШ-250) індикаторний слід дефекту спостерігали незброєним оком або під лупою з 4...7 кратним збільшенням. При цьому фіксували розмір, кількість і відстань між точковими або штриховими дефектами, а для точкових скупчень – площа і кількість груп. Макроструктуру на темплетях, вирізаних з досліджуваних ділянок лиття, виявляли травленням в реактиві, що складається з 80% HCl і 20% H₂O при кімнатній температурі протягом 15...25 хв. При невеликих збільшеннях (до 4-х разів) вивчали будову зламів.

2.5 Мікроструктура виливків

Якісна та кількісна оцінка структурних складових у виливках різних варіантів плавки проводилася на нещавлених і прощавлених шліфах металу без термообробки та після термообробки за різними режимами реактивом марблит складу: 40 г CuSO_4 , 200 см³ соляної кислоти, 200 см³ води. При якісній оцінці структурних складових лиття нікелевих жароміцних сплавів на металографічних (НЕОРНОТ-32, МІМ-8, ММР-4, «Епіквант») і електронних (JSM-T300, УМВК-100А) мікроскопах визначали їх природу, форму, розмір, взаємний розподіл, внутрішню будову та колір (в світлому і темному полі, поляризованому світлі) при збільшеннях від 100 до 50000 разів.

У направлено затверділих виливках з монокристалічною структурою визначали кут кристалографічної орієнтації (КГО) на поперечних шліфах стартових конусів, орієнтованих впоперек осі Z. Для видалення деформованого при різанні та шліфуванні поверхневого шару, зразки, приготовлені для визначення КГО, протравлювали протягом 4...5 год. в розчині, що складався з (700...800 г) $\text{FeCl}_3 \times 6\text{H}_2\text{O}$ + (120 ... 150 мл) HCl + H_2O до 1 л, при температурі 18...25 °С або протягом 5...10 хв. в розчині, що складався з соляної кислоти (90 %) і 28 % перекису водню (10 %). Кут КГО від напрямку [001] оцінювався методом рентгеноструктурного фазового аналізу на дифрактометрі ДРОН-3.0, HZG-4 / А-2 і ДРОН-6 з приставками РМ.

Хімічний склад матриці та структурних складових досліджуваних сплавів визначали петрографічним і мікрорентгеноструктурним аналізами. Петрографічним аналізом отримували мінералогічний склад неметалевих включень при вивченні на універсальному мікроскопі НУ-2, а мікрохімічним методом визначали склад видалених електролітом включень. Ідентифікацію фаз і розподіл легувальних елементів проводили на установках MS-46, «Самевах» і MAP-2.

Кількісними металографічними методами [116] оцінювали вміст і розподіл окремих фаз і структурних складових у металі, що досліджувався. Дисперсність дендритних структур (ДДС) визначали за методикою ДонНПЧМ за формулою (2.1):

$$ДДС = \frac{n_0 + n_m}{l}, \text{ мм}^{-1}, \quad (2.1)$$

де n_0 – кількість перетинів вісі дендритів;

n_m – кількість міжвісних просторів;

l – довжина підрахунку.

Планіметричним методом за ГОСТ 1778-70 визначали об'ємну частку неметалічних включень або інших структурних складових сплаву зі співвідношення (2.2).

$$V = \left(\sum f_n / n \right) \times (100 / F), \quad (2.2)$$

де f_n – площа включень в даному полі зору в квадратних розподілах окулярної шкали;

n – число полів зору;

F – площа поля зору мікроскопа в квадратних розподілах окулярної шкали.

Планіметричний метод окрім об'ємної частки досліджуваних фаз дозволив розраховувати розподіл їх за розмірними групам, а також їх середній розмір. При підрахунку лінійним методом за ГОСТ 1778-70 зразок переміщався щодо нерухомого об'єктиву мікроскопу. Враховувалися лише ті фази або структури, які потрапляли в перехресті ниток окуляр-мікрометра. За допомогою окулярної шкали вимірювали найбільший розмір фази, який заноситься в певну розмірну групу. Критерієм оцінки фази або структури був їх індекс, що є відношенням сумарної довжини врахованої фази до довжини лінії підрахунку [116].

2.6 Механічні випробування

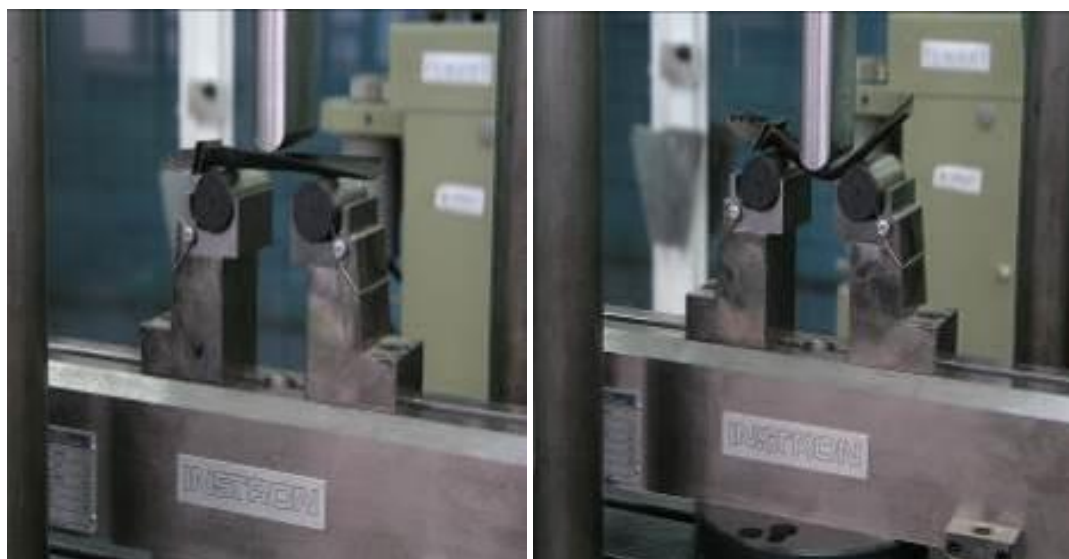
Властивості виливків дослідних варіантів визначали при кімнатній та високій температурах. Перед випробовуваннями зразки попередньо проходили термообробку в вакуумних печах «ULVAC» FHV-60 GH в вакуумі $6,65 \times 10^{-3}$ Па (5×10^{-5} мм рт. ст.) і натіканням не більше 5×10^{-3} Па/с. На не травлених і протравлених шліфах вимірювали мікротвердість металевої матриці і структурних складових сплавів до та після термообробки за допомогою мікротвердоміру ПМТ-3 або приставки mnp (HAVEMANN) структурного аналізатора «Епіквант».

Випробування зразків на розтягнення при кімнатній температурі проводили за ГОСТ1497-84 на розривної машині ZDM-30. При цьому визначали тимчасовий опір (межа міцності) σ_b , межа плинності σ_T , відносні видовження δ та звуження ψ . Ударну в'язкість визначали на зразках з концентратором типу U за ГОСТ 9454-78 на маятниковому копрі МК30. Ряд виливків дослідних варіантів проходили випробування на межу витривалості на вібростенді ВЕДС-400 при симетричному циклі навантаження. Тривала міцність зразків з жароміцних нікелевих сплавів визначалася за ГОСТ 10145-81 при температурах 600...1000 °С на машині АІМА-5-2.

2.7 Методика випробування лопаток на кут загину

Однією з основних нормативних вимог льотної придатності авіаційних двигунів є локалізація руйнування ротора турбіни у випадку руйнування валу вентилятора. Для такого руйнування характерний короткочасний стрибок обертів турбіни вентилятора з подальшим різким гальмуванням в результаті зіткнення роторних лопаток зі статорними. При цьому поглинання енергії обертання ротора

відбувається за рахунок деформації (вигину) лопаток в напрямку протилежному обертанню. Для оцінки здатності лопаток сприймати такі навантаження без руйнування, розроблена та апробована методика випробування лопаток на кут загину, що відображає, по суті, інтегральну пластичність лопаток [117]. Досліджувана лопатка укладалася на опори, що мають радіус 20 мм і розташовані між собою на відстані $100\pm 0,5$ мм (рис. 2.6), і навантажували певним зусиллям у середній частині заокругленим (радіус 10 мм) пуансоном. Достовірність і чутливість даної методики до зміни окремих факторів металургійного виробництва виливків була перевірена порівняльними випробуваннями лопаток турбіни вентилятора, відлитих на установках УППФ-3М зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за серійною технологією та із застосуванням ВТОР. За серійної технології сплав перегрівався до температури $1600\pm 20^\circ\text{C}$ і заливався в форми при температурі $1560\pm 20^\circ\text{C}$. За дослідної технології зі ВТОР сплав перегрівався до температури $1830\pm 20^\circ\text{C}$ і заливався у форми при температурі $1560\pm 20^\circ\text{C}$.



а

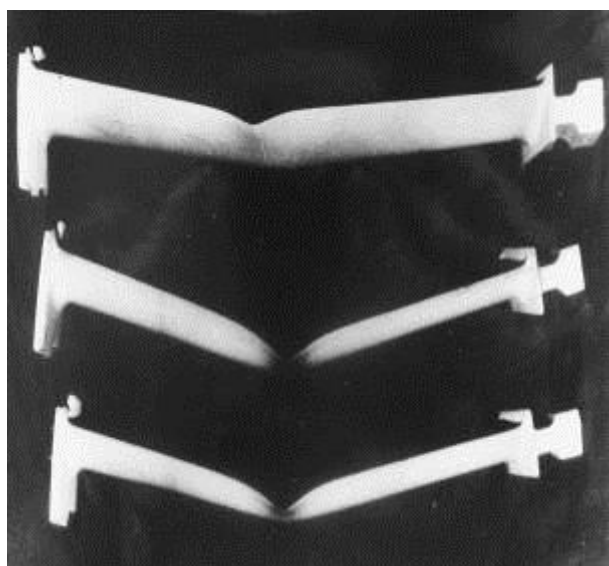
б

а – початок випробувань; б – кінець випробувань.

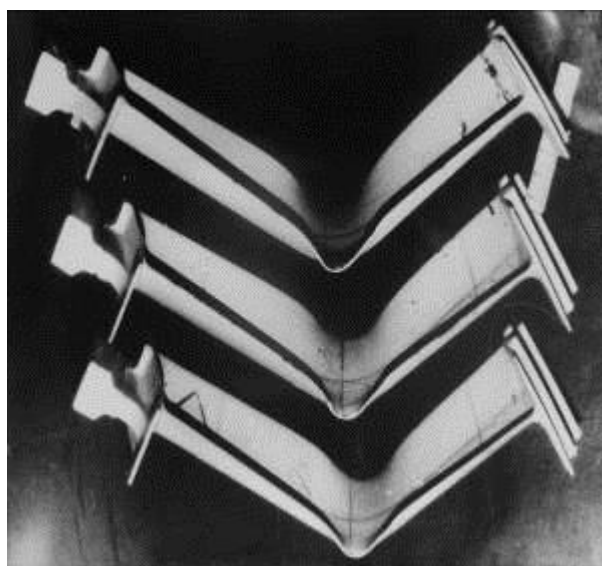
Рисунок 2.6 – Установка для випробування лопаток на кут загину

Випробування показали [117], що лопатки серійної технології зруйнувалися з утворенням тріщин на зовнішній поверхні радіуса при куті загину $10...17^\circ$

(рис.2.7 а, б), а лопатки ВТОР витримували кут загину $80...90^\circ$ без утворення тріщин (див. рис. 2.7 в, г). Таким чином, запропонована методика довела достатню чутливість до рівня чистоти сплаву за шкідливими домішками та поліпшення структурних складових литих лопаток, а відповідно, до поліпшення фактору (ВТОР) металургійного виробництва.



а



б



в



г

а, б – зовнішній вигляд лопаток; в, г – стан зовнішньої поверхні радіуса загину лопаток.

Рисунок 2.7 – Результати випробування лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ без (а, в) і після ВТОР (б, г)

Розроблена методика пройшла апробацію при виробництві дослідно-промислової партії лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням ВТОР [117]. При випробуванні 20 лопаток виявлено поодинокі дрібні надриви на 2-х лопатках при куті загину 70° і на 4-х лопатках – при куті загину $> 80^\circ$. На інших лопатках при куті загину $80\dots90^\circ$ спостерігалися лінії деформаційної течії металу без утворення тріщин. Проведені випробування підтвердили достовірність і стабільність результатів, отриманих за даною методикою. Все це дозволило рекомендувати методику випробувань лопаток на кут загину в практику для оцінки якості лопаток у виробництві.

2.8 Висновки

1. Хімічний склад, структуру, механічні, фізико-хімічні та експлуатаційні властивості сплавів, що досліджувалися визначалися з використанням сучасних методик та обладнання, з відносною похибкою не більше 5%. Це дозволило отримати достовірні відомості та залежності зміни якісних показників досліджуваних сплавів.

2. Розроблено методику випробування литих лопаток газотурбінних двигунів на кут загину. Дана методика апробована при виробництві дослідно-промислової партії лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням ВТОР і рекомендована для оцінки якості лопаток у серійному виробництві (додаток А).

РОЗДІЛ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ РАФІНУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ЗВОРОТУ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

3.1 Дослідження очищення ливарних відходів

Технологічний зворот жароміцних нікелевих сплавів для подальшого використання в технологічному процесі отримання відповідальних виливків ВМД готувався шляхом поверхневої очистки та рафінуванням при зміні умов температурної обробки розплаву та кристалізації металу.

Шматки відходів ливників із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ мали на поверхні залишки керамічної форми (рис. 3.1 а, б) і змінену структуру верхньої поверхні ливникових чаш (рис. 3.1 в, г). Хімічний аналіз ливникових відходів (табл. 3.1) показав, що вміст легувальних і домішкових елементів в ливниках і ливникових чашах, в переважній більшості випадків, знаходився в допустимих межах технічних умов (ТУ).

В сплаві ЖС26-ВІ спостерігається знижений вміст хрому і підвищений вміст ніобію в ливникових чашах у порівнянні з ливниками. У ливникових чашах зі сплаву ЖС32-ВІ спостерігали підвищення вмісту кобальту, ніобію і зниження -вольфраму і заліза в порівнянні з ливниками. Слід зазначити, що в обох сплавах масова частка кремнію наблизилася до припустимого рівня, відповідно до ТУ (див.табл. 3.1).

У верхній частині ливникових чаш була масивна усадочна рихлота, де не виявлено шлакових або інших забруднень металу (рис. 3.2 а, б). У поверхневій зоні ливників був припал – забруднення металу шаром неметалевих включень сірого кольору, товщина якого складала $\sim 0,075$ мм (рис. 3.2 в, г). Ці включення сірого кольору мікрорентгеноспектральним аналізом ідентифіковані як корунд Al_2O_3 (рис. 3.3).



а



б



в



г

а – ливник зі сплаву ЖС26-ВІ; б – ливник зі сплаву ЖС32-ВІ; в – чаша зі сплаву ЖС26-ВІ; г – чаша зі сплаву ЖС32-ВІ.

Рисунок 3.1 – Зовнішній вигляд відходів ливників і чаш

Таблиця 3.1 – Хімічний склад ливарних відходів сплавів ЖС26-ВІ и ЖС32-ВІ

Марка сплаву	Вид відходів	Місце відбору проб	Масова частка елементів, %						
			Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Nb
ЖС26-ВІ	ливники		4,85	9,25	1,0	5,91	11,92	0,95	1,44
	чаші	верхня частин	4,66	9,00	1,0	9,96	12,30	0,97	1,70
		нижня частина	4,54	9,00	1,0	5,93	12,30	0,95	1,60
	Згідно з ТУ		4,3...5,6	8,0...10,0	0,8...1,2	5,5...6,2	10,9...12,5	0,8...1,4	1,4...1,8
ЖС32-ВІ	ливники		4,62	9,50	-	5,85	9,20	1,21	1,48
	чаші	верхня частина	4,67	10,49	-	5,84	8,70	1,22	1,65
		нижня частина	4,50	10,30	-	5,78	8,57	1,06	1,57
	Згідно з ТУ		4,3...5,6	8,0...10,0	-	5,6...6,3	7,7...9,5	0,8...1,4	1,4...1,8

Кінець таблиці 3.1

Марка сплаву	Вид відходів	Місце відбору проб	Масова частка елементів, %						
			Nb	Ta	Re	Fe	V	Mn	Si
ЖС26-ВІ	ливники		1,44	-	-	0,17	1,0	0,05	0,27
	чаші	верхня частин	1,70	-	-	0,08	1,0	0,06	0,27
		нижня частина	1,60	-	-	0,07	1,0	0,05	0,27
	Згідно з ТУ		1,4...1,8	-	-	≤1,0	0,8...1,2	≤0,3	≤0,3
ЖС32-ВІ	ливники		1,48	3,76	3,83	0,30	-	0,05	0,29
	чаші	верхня частина	1,65	3,77	3,80	0,18	-	0,07	0,29
		нижня частина	1,57	3,71	3,70	0,15	-	0,05	0,29
	Згідно з ТУ		1,4...1,8	3,5...4,5	3,5...4,5	≤1,0	-	≤0,3	≤0,3



а



б



в



г

а – ливник зі сплаву ЖС26-ВІ; б – ливник зі сплаву ЖС32-ВІ; в – припал на ливнику зі сплаву ЖС26-ВІ; г – припал на ливнику зі сплаву ЖС32-ВІ.

Рисунок 3.2 – Усадочні рихлоти, $\times 100$

Рентгенофлуоресцентним аналізом на поверхні неочищених ливників виявили підвищений вміст алюмінію (табл. 3.2), а після галтування та дробеструменевої обробки вміст заліза, набагато перевищує допустимі рівні ТУ (див. табл. 3.1). У той же час дробеструменева обробка зменшила вміст алюмінію в поверхневих зонах ливників до рівня відповідно вимог ТУ.



Matrix: 512x400
 Data Type: Lab1(ADC)
 Magnification: 2000x
 Image Size: 0.0595x0.0445mm
 kV: 20
 Tilt: 0

Lab1 10 μm

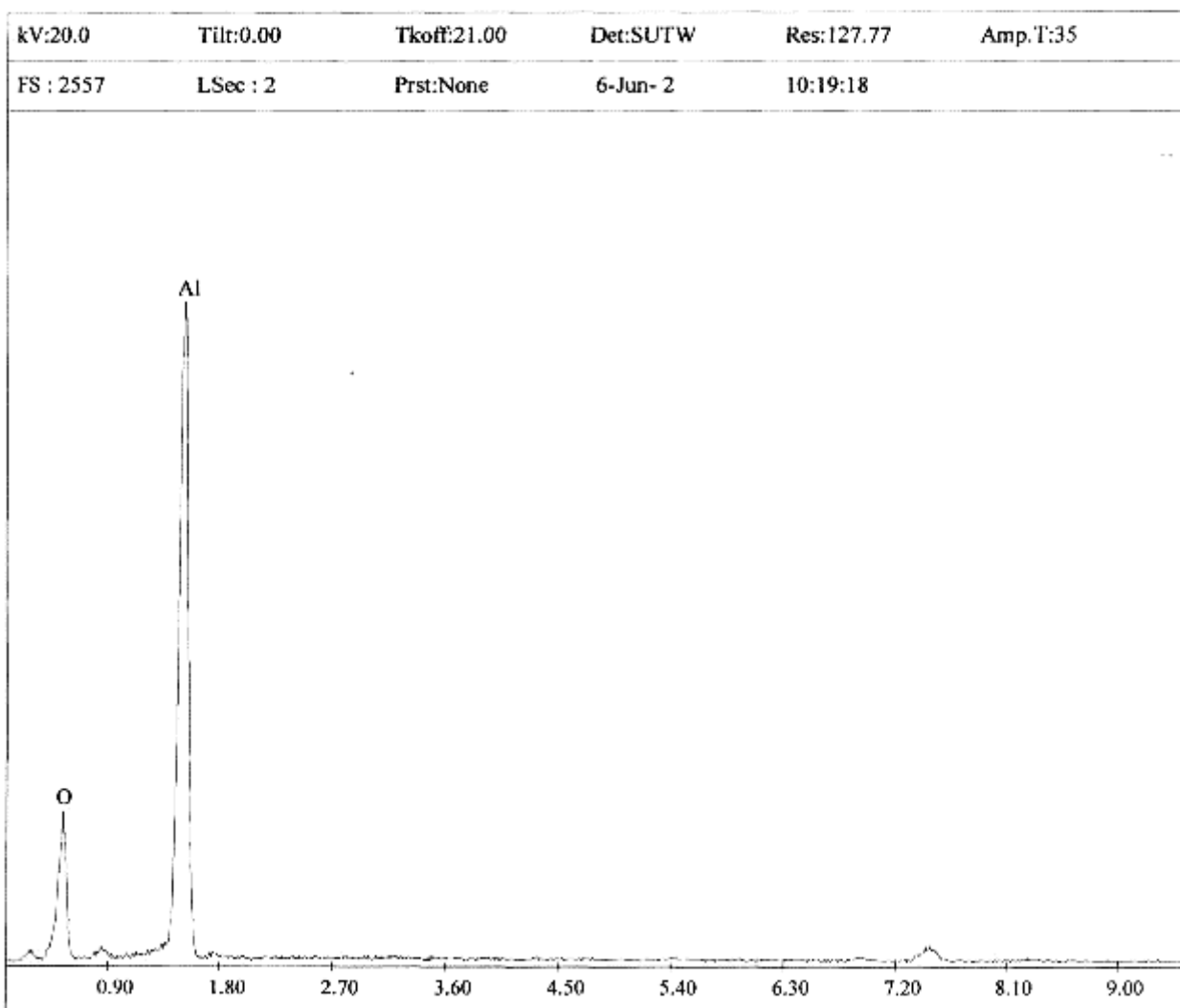


Рисунок 3.3 – Мікрорентгеноспектральний аналіз включень на поверхні ливників

Таблиця 3.2 – Вміст алюмінію та заліза в поверхневих зонах ливників з нікелевих сплавів

Марка сплаву	Спосіб очистки ливників	Масова частка елементів, %	
		Алюміній	Залізо
ЖС26-ВІ	До очищення	24,5...25,1	0,10...0,95
	Галтування	14,0...21,8	3,0...10,4
	Обдування електрокорундом	14,3...16,2	0,16...0,26
	Дробеструменева обробка	6,2...7,9	2,8...4,2
ЖС32-ВІ	До очищення	36,4...41,0	0,05...0,52
	Галтування	19,4...32,0	2,1...10,5
	Обдування електрокорундом	24,0...28,9	0,12...0,47
	Дробеструменева обробка	9,2...11,5	2,47...4,75

Припал на поверхні ливників знімали галтуванням (рис. 3.4 а, б), обдуванням електрокорундом (див. рис. 3.4 в, г) і дробеструменевою обробкою (див. рис. 3.4 д, е). Огляд поверхні великої кількості ливників показав, що краще очищення забезпечувалася дробеструменевою обробкою. Але після галтування і обдування електрокорундом на поверхні ливників зберігалися локальні ділянки не видаленого шару припалу.

Для досягнення вищого ступеня чистоти після механічної обробки випробували додаткове очищення поверхні ливників, попередньо обдутих електрокорундом, травленням в трьох різних реактивах:

1) реактив «1» – HNO_3 – 322,8 $\text{см}^3/\text{дм}^3$; HCl – 348,9 $\text{см}^3/\text{дм}^3$; HF – 99,7 $\text{см}^3/\text{дм}^3$; травлення при температурі 15°C протягом 12 годин;

2) реактив «2» – HNO_3 – 390 $\text{см}^3/\text{дм}^3$; HCl – 380 $\text{см}^3/\text{дм}^3$; HF – 99,7 $\text{см}^3/\text{дм}^3$; травлення при температурі 25°C протягом 1 год. 20 хв. і 6 год;

3) реактив «3» – HNO_3 – 2 частини; H_2SO_4 – 1 частина; FeSO_4 – 5...15 $\text{г}/\text{дм}^3$; травлення при температурі 15°C протягом 12 годин.



а



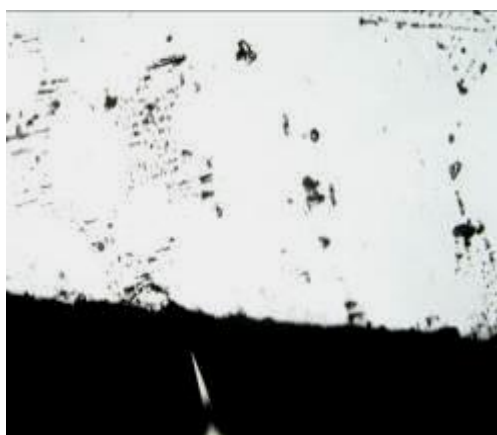
б



в



г



д



е

а – сплав ЖС26-ВІ після галтування; б – сплав ЖС32-ВІ після галтування; в – сплав ЖС26-ВІ після обдування електрокорундом; г – сплав ЖС32-ВІ після обдування електрокорундом; д – сплав ЖС26-ВІ після дробоструменевої обробки; е – сплав ЖС32-ВІ після дробоструменевої обробки.

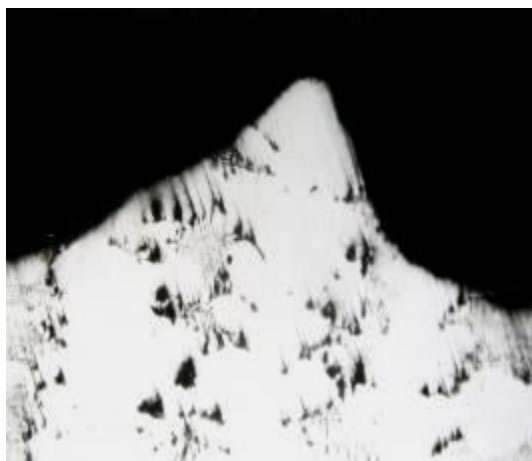
Рисунок 3.4 – Стан поверхні ливників після галтування, обдування електрокорундом і дробоструменевої обробки, $\times 100$

Тривале травлення ливників у реактиві «1» повністю очищало поверхню від забрудненого шару (рис. 3.5 а). Однак при цьому видалявся значний шар здорового металу, що підвищувало втрати кошовного сплаву. Травленням у реактиві «2» отримували досить чисту поверхню відходів (див. рис. 3.5 б, в). При травленні в реактиві «3» розтравлення поверхні були найменшими у порівнянні з іншими варіантами, але знімання забрудненого шару відбувалося нерівномірно і на поверхні зберігалися локальні ділянки припалу (див. рис. 3.5 г, д).

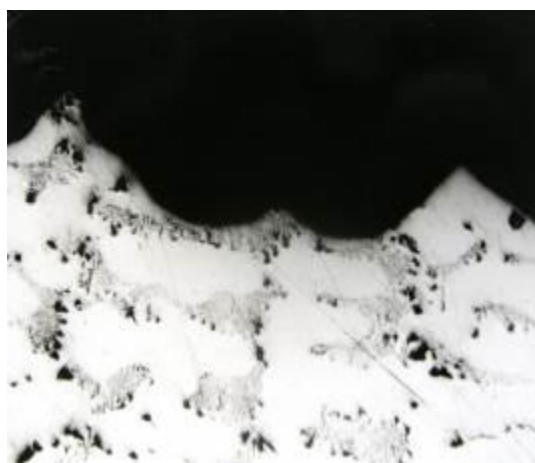
Хімічний аналіз поверхні (на глибині до 10 мкм) протравлених ливників показав (табл. 3.3), що вміст алюмінію, заліза і кремнію знаходився в межах марочного складу. На підставі проведеного дослідження встановили, що надійне очищення ливарних відходів відбувається за такою технологією: дробеструменева обробка з наступним обдуванням електрокорундом. Найбільше очищення поверхні від частинок електрокорунду забезпечує травлення в реактиві «2» протягом 0,5 год.

3.2 Вплив умов кристалізації на структуру та властивості

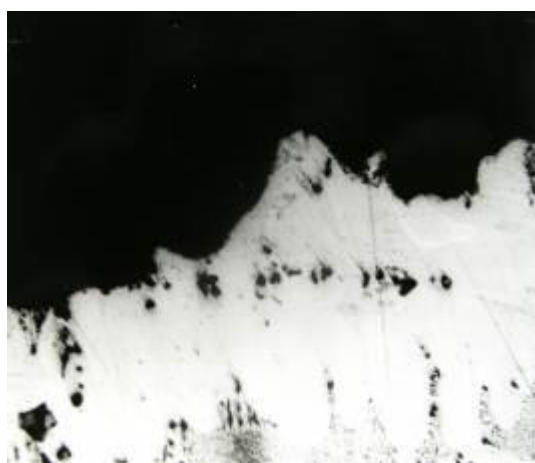
Проводилися порівняльні дослідження умов кристалізації на структуру та властивості литих зразків діаметром 12 мм, виготовлених із сплавів ЖС26- ВІ і MAR-М-002. Шихтову заготовку, виплавлену в основних вакуумних індукційних печах, переплавляли на установці УППФ-3М і отримували вилівок з рівноважною структурою, а на установці УВСК-8П, отримували вилівок зі спрямованою (монокристалічною) структурою (див. розділ 2). Проведений хімічний аналіз (табл. 3.4) показав, що вміст С, Со, W і Al в даних сплавах близький. Сплави ЖС26-ВІ і MAR-М-002 відрізняються за наявністю танталу і ніобію. Відомо, що атоми ніобію і танталу заміщають атоми алюмінію в упорядкованій структурі і майже повністю надходять до γ' -фази [53], сповільнюючи процес її коагуляції в області температур 750...800°C, таким чином підвищують показники жароміцності сплаву.



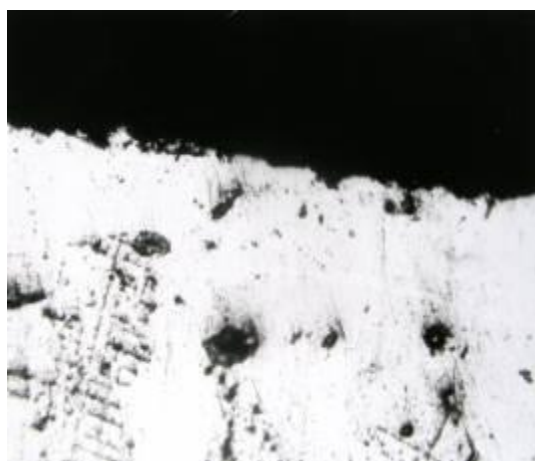
а



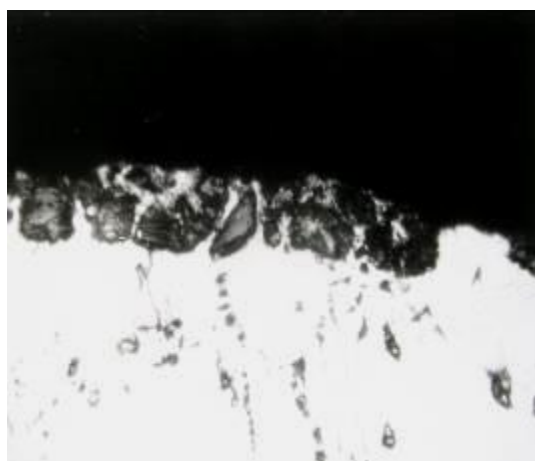
б



в



г



д

а – реактив «1»; б – реактив «2», травлення протягом 1 год. 20 хв.;
в – реактив «2», травлення протягом 6 год .; г, д – реактив «3».

Рисунок 3.5 – Стан поверхні ливників зі сплаву ЖС32-ВІ після обдування електрокорунду і травлення в різних реактивах (див. стор. 96), $\times 100$

Таблиця 3.3 – Вміст окремих елементів протравлених ливників зі сплаву ЖС32-ВІ

Протравлювач	Масова частка елементів, %		
	алюміній	залізо	кремній
1	6,10	0,20	0,16
2	6,30	0,18	0,25
Вимоги ТУ	5,6...6,3	≤ 1,0	≤ 0,3

Таблиця 3.4 – Хімічний склад нікелевих сплавів після рівновісної (об'ємної) та спрямованої кристалізації

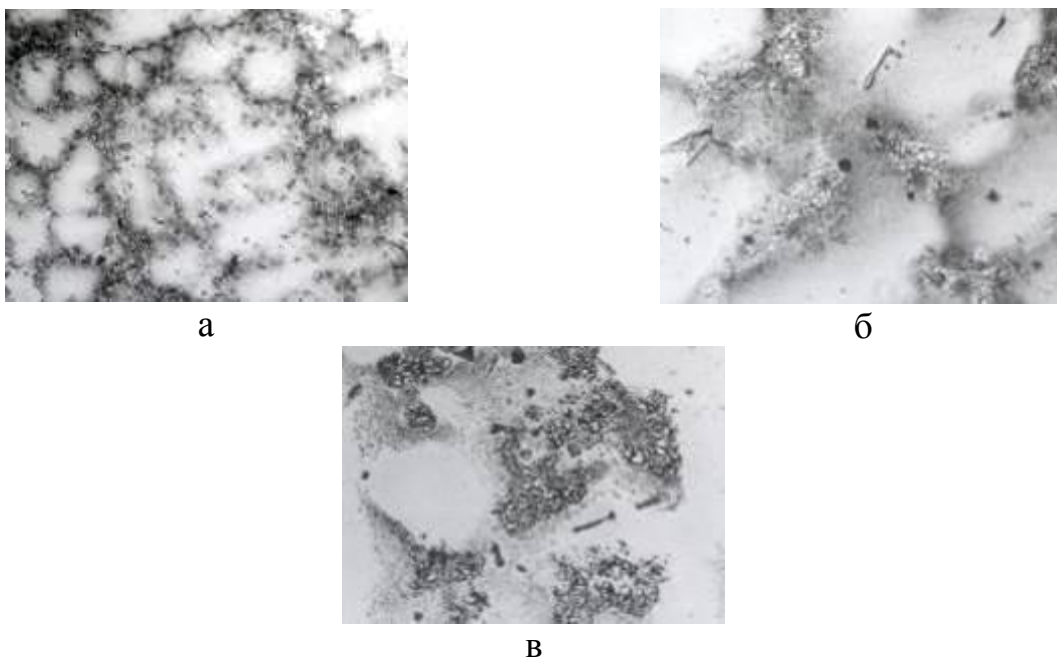
Масова частка елементів, %	ЖС26-ВІ		MAR-M-002	
	рівновісна	спрямована	рівновісна	спрямована
C	0,14	0,13	0,14	0,13
Cr	5,15	4,95	8,90	8,69
Co	8,95	8,91	9,05	9,01
W	11,9	11,5	9,1	9,1
Ti	0,96	0,86	1,20	1,18
Al	5,94	5,75	5,30	5,30
Mo	1,07	1,06	<0,4	<0,4
Ta	-	-	2,62	2,60
Nb	1,50	1,44	-	-
Mn	<0,3	<0,3	0,09	0,09
Si	<0,3	<0,3	0,09	0,08
Fe	0,35	<0,35	0,07	0,02
Hf	-	-	1,36	1,35
V	1,02	0,87	-	-
Zr · 10 ⁻²	<8	<8	4,3	4,0
B · 10 ⁻³	10	9	16	14
S · 10 ⁻³	6	<10	1	<1
O · 10 ⁻³	9,5	5,9	9,25	5,7
N · 10 ⁻³	12,8	2,6	8,6	2,0

Крім того, добавки ніобію і танталу подрібнюють зерно і сприяють утворенню карбідів типу MeC [118]. У сплаві MAR-M-002 спостерігався низький вміст заліза (0,02...0,07%). У сплавах, отриманих методом спрямованої кристалізації, вміст азоту і кисню значно нижчий, ніж у сплавах з рівнісною кристалізацією (див. табл. 3.4).

У цих сплавах велика частина азоту зв'язана в термодинамічно міцні включення нітридів і карбонітридів титану, а кисню – в корунд. Такі включення практично не звожуються розплавом і при направленому твердінні металу на установці УВСК-8П витискаються спрямованим фронтом кристалізації на поверхню виливки. Останнє підтверджується при люмінесцентному контролі поверхні виливки методом ЛЮМ1-ОВ: в місцях викришених включень на поверхні спостерігається «зоряне небо».

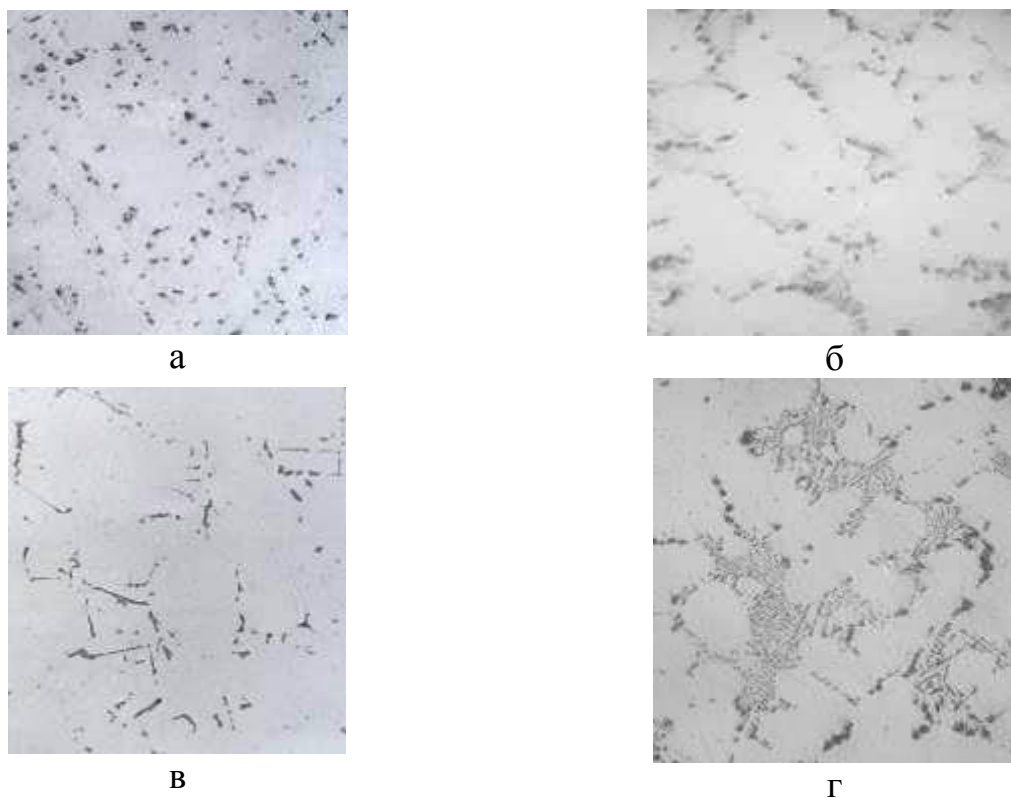
Складовими мікроструктури цих сплавів були γ -матриця (аустеніт), інтерметалідна γ' -фаза, карбіди, карбонітриди і надлишкова евтектика γ - γ' (рис.3.6 а). Після вакуумного індукційного переплаву та рівнісної кристалізації в зразках діаметром 12 мм сплаву MAR-M-002 спостерігалось збільшення розмірів дендритних осередків, інтерметалідної γ' -фази і евтектики γ - γ' (рис.3.6 б). Укрупнення евтектики γ - γ' відбувалося і після ВСК (рис. 3.6 в), що, мабуть, пов'язано з більш повільними процесами кристалізації та охолодження зразків у гарячих керамічних формах. У вихідній заготовці сплаву MAR-M-002 і ЖС26-ВІ карбіди мали глобулярно-дисперсну форму (див. рис. 3.7 а, б). Після вакуумного індукційного переплавлення та рівнісної кристалізації морфологія карбідів стає "поліедричною" (сплав MAR-M-002, рис. 3.7 в) або «шрифтовою» (сплав ЖС26-ВІ, рис. 3.7 г).

Карбіди з шрифтовою морфологією розташовувалися між дендритами по межах кристалів, утворюючи каркас, що призвело до зниження пластичності сплаву. Різниця структури карбідів сплавів ЖС26-ВІ і MAR-M-002 при однакових умовах отримання зразків пояснюється різноманітною масовою долею в них таких карбідоутворюючих елементів, як, в першу чергу, танталу, гафнію, а потім вольфраму, хрому, титану, ніобію і ванадію (див. табл. 3.4).



а – вихідна заготовка; б, в – після вакуумного індукційного переплаву з рівновісною та високошвидкісною спрямованою кристалізацією, відповідно.

Рисунок 3.6 – Мікроструктура сплаву MAR-M-002, $\times 200$



а, б – вихідна заготовка, $\times 100$; в, г – після вакуумного переплаву і рівновісної кристалізації, $\times 200$.

Рисунок 3.7 – Карбіди в сплавах MAR-M-002 (а, в) і ЖС26-ВІ (б, г)

Спрямована кристалізація забезпечила сплаву MAR-M-002 помітне підвищення ударної в'язкості, відносних звуження і подовження (табл. 3.5). Використання методу ВСК сприяло помітному збільшенню тривалої міцності сплаву ЖС26-ВІ і практично не мала впливу на цю характеристику сплаву MAR-M-002 [119].

Для зведення до мінімуму впливу ряду факторів, пов'язаних з конструктивними особливостями вакуумної плавильної установки, об'ємну і спрямовану кристалізацію сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ проводили на установці УВСК-8П, отримуючи пустотілі зразки з товщиною стінки циліндричної частини 2 мм, стрижнем для якої була алундова трубка діаметром 12 мм. При охолодженні залитої металом керамічної форми в циліндричній частині зразка виникали напруження розтягу навколо алундового стрижня і уздовж циліндра за рахунок виступаючих частин вилівка і низької податливості форми [120-122].

Для здійснення об'ємної кристалізації металу, залиті форми залишали в печі підігріву форм, яка відключалася через 5 хвилин після закінчення заповнення форм металом. Отримані термограми показали, що швидкість охолодження металу не перевищувала $12,5^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ (табл. 3.6).

Для спрямованої кристалізації (СК) металу залиті форми в умовах працюючої печі підігріву форм опускали зі швидкістю $10\text{ мм}/\text{хв}$ в рідкометалевий кристалізатор з розплавленим алюмінієм, який мав температуру $800\text{...}900^{\circ}\text{C}$. При цьому швидкість охолодження рідкого металу не перевищувала $7,5^{\circ}\text{C}/\text{хв}$, а затверділого - $11,7^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ (табл. 3.6).

Після об'ємної кристалізації в циліндричній частині всіх зразків спостерігали гарячі тріщини. В умовах спрямованої кристалізації тільки 25% зразків були з тріщинами. Травленням поверхні зразків на макроструктуру (див. розділ 2) виявили, що при об'ємній кристалізації тріщини завжди виникали на межах макрозерен, а після спрямованої кристалізації - на межах вторинних фаз. У зразках з монокристалічною макроструктурою гарячих тріщин не виявлено [120-127].

Таблиця 3.5 – Механічні властивості і тривала міцність нікелевих сплавів після рівновісної (1) і спрямованої (2) кристалізації

Сплав	Кристалізація	Механічні властивості				
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²
ЖС26-ВИ	1	$\frac{852...956}{915}$	-	$\frac{4,0...10,0}{6,9}$	-	-
	2	$\frac{850...1010}{900}$	-	$\frac{8,0...16,0}{11,7}$	-	-
MAR-M-002	1	$\frac{883...913}{900}$	$\frac{759...885}{820}$	7,2	$\frac{12,4...15,8}{14,1}$	$\frac{16,3...17,5}{16,9}$
	2	$\frac{827...864}{845}$	$\frac{810...846}{830}$	$\frac{24,0...42,4}{33,2}$	$\frac{28,0...36,6}{32,3}$	$\frac{21,3...33,8}{27,6}$

Кінець таблиці 3.6

Сплав	Кристалізація	Тривала міцність		
		$t_{\text{вип.}}, ^\circ\text{C}$	σ , МПа	τ_p , ч
ЖС26-ВИ	1	975	230	$\frac{47...82}{64,5}$
	2	975	260	$\frac{60...247}{111,0}$
MAR-M-002	1	975	260	$\frac{39,5...40,5}{40,0}$
	2	975	260	$\frac{31,5...39,5}{35,5}$

Примітка. У чисельнику дані мінімальні і максимальні значення характеристик, в знаменнику – їх середні величини.

Таблиця 3.6 – Швидкість охолодження металу в процесі кристалізації

Температура, °С	Швидкість охолодження, °С/хв при кристалізації	
	об'ємної	спрямованої
1300...1400	10,0	7,5
1250...1300	12,5	11,7
1200...1250	12,5	6,7
1150...1200	10,6	7,7

Примітка. Перепад температур між формою і навколишнім середовищем при об'ємній кристалізації був в 1,7 рази більше, ніж при спрямованій.

Металографічним аналізом встановлено, що спрямована кристалізація в порівнянні з об'ємною забезпечила окрім формування вісей першого порядку в напрямку [001] (уздовж виливки) ще й значне подрібнення дендритних структур (табл. 3.7). Після СК помітно зменшилася середня відстань між осями другого порядку, збільшилася дисперсність дендритних структур.

Таблиця 3.7 – Параметри дендритних структури і евтектики сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ

Сплав	Кристалізація	Дендритна структура		Евтектика γ - γ'	
		l_{II} , мкм	ДДС, мм^{-1}	Індекс, 10^{-3}	l_{cp} , мкм
ЖС26-ВІ	Об'ємна	35,5	12,3	22,83	20,0
	Спрямована	19,4	17,3	18,38	11,3
ЖС32-ВІ	Об'ємна	26,4	14,2	41,21	20,1
	Спрямована	19,6	19,3	43,57	15,5

Примітка. l_{II} – середня відстань між осями 2-го порядку; ДДС – дисперсність дендритних структур; l_{cp} – середній розмір включень евтектики.

Одночасно зі зменшенням розмірів дендритних осередків при спрямованій кристалізації помітно зменшилися і розміри $(\gamma-\gamma')$ -евтектики. В умовах об'ємної кристалізації зі збільшенням товщини стінки виливки утворилася $(\gamma-\gamma')$ -евтектика більшого розміру. При СК така зміна товщини стінки не вплинула на середні розміри $(\gamma-\gamma')$ -евтектики. У той же час умови кристалізації помітно не вплинули на індекс $(\gamma-\gamma')$ -евтектики (див. табл. 3.7).

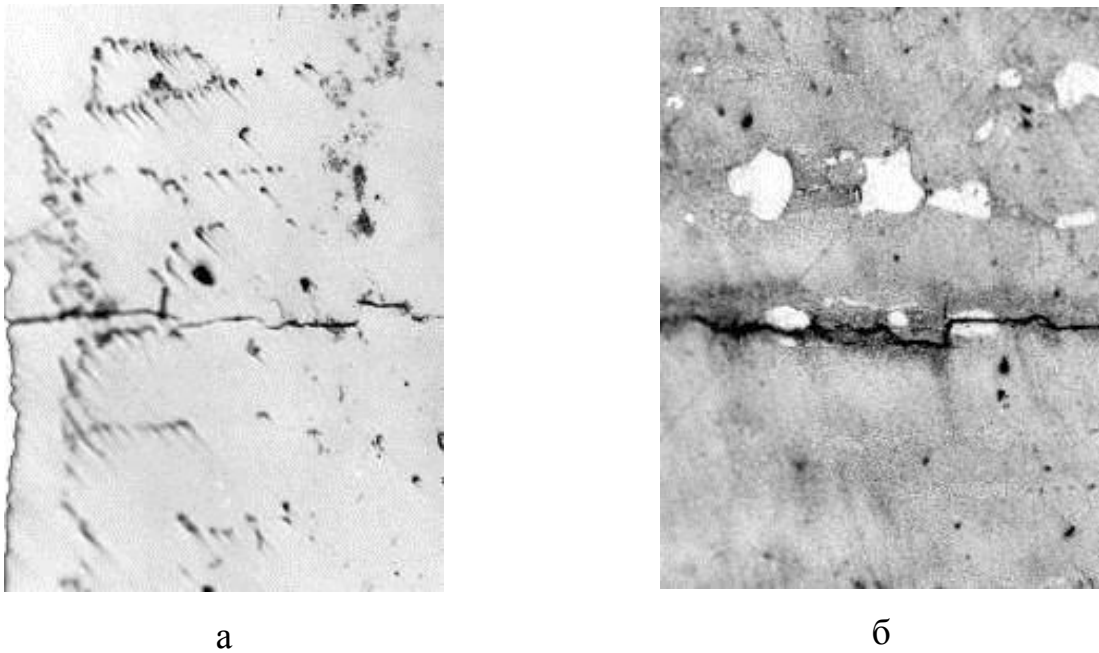
Мікротвердість структурних складових сплаву після спрямованої кристалізації була вищою (табл. 3.8). Невелике розходження в твердостях осей і межосних просторів дендритів металу спрямованої кристалізації свідчить про менший розвиток дендритних ліквациї та більшої однорідності хімічного складу сплаву.

Таблиця 3.8 – Середня мікротвердість структурних складових в сплавах ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ

Сплав	Кристалізація	Мікротвердість HV, МПа	
		дендритів	евтектики $\gamma-\gamma'$
ЖС26-ВІ	Об'ємна	5150/5060	5170
	Спрямована	5900/5800	6580
ЖС32-ВІ	Об'ємна	5600/5350	6240
	Спрямована	5700/5540	7770

Примітка. Чисельник – мікротвердість осей дендритів, знаменник – міжосевих ділянок.

При дослідженні поверхневих шарів виливків встановлено, що при об'ємній кристалізації та ускладненій усадці металу гарячі тріщини зароджувалися перпендикулярно поверхні зразка за карбідним каркасом (рис. 3.8 а). У зоні тріщини перебували і частки евтектики $\gamma-\gamma'$ (рис. 3.8 б), але їх вплив на утворення тріщин був меншим, ніж карбідів [120-128]. Газовий аналіз показав, що після спрямованої кристалізації, у порівнянні з об'ємним, вміст азоту зменшився з $9,4 \cdot 10^{-3}\%$ до $5,8 \cdot 10^{-3}\%$, а кисню – від $10,7 \cdot 10^{-3}\%$ до $2,3 \cdot 10^{-3}\%$.



а – шліф не травлений; б – після травлення в реактиві Марбле.

Рисунок 3.8 – Структура сплаву ЖС26-ВІ після об'ємної кристалізації в зоні зародження тріщини на циліндричній поверхні зразка, $\times 400$

При цьому механічні властивості нікелевих сплавів змінювалися наступним чином: тимчасовий опір розриву знизився на 1,6 %, відносні подовження і звуження підвищилися на 70 % і 129 % відповідно, ударна в'язкість – на 75 %, а тривала міцність при $t = 975\text{ }^{\circ}\text{C}$ і напрузі $\sigma = 230$ і 260 МПа на 70 % [120-122]. Таким чином, у порівнянні з об'ємною кристалізацією, СК сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ сприяла подрібненню структурних складових (дендритів, евтектики $\gamma-\gamma'$), зниженню дендритної ліквіації, підвищенню тріщиностійкості, збільшенню пластичності та тривалої міцності.

Досліджували вплив різних технологічних режимів спрямованої кристалізації на хімічний склад, структуру та властивості ряду жароміцних нікелевих сплавів. На установці ПМП-4М (див. розділ 2) з ливарних відходів нікелевих сплавів ЖС26-ВІ, ЖС32-ВІ і ВЖЛ12У-ВІ були отримані лопатки і вилки (табл. 3.9). Максимальна температура нагрівання розплаву не перевищувала $1470\text{ }^{\circ}\text{C}$. Рафінування сплавів проходило в умовах вакууму і тривалої кристалізації металу, коли за рахунок спрямованого тепловідведення

через кристалізатор, який охолоджувався водою, здійснювався кристалізаційний тиск на домішки.

Хімічний склад лопаток і виливків із сплавів ЖС26-ВІ, ЖС32-ВІ і ВЖЛ12У-ВІ (табл. 3.10) задовольняв вимогам норм відповідних ТУ. Аналіз вмісту окремих елементів за висотою та перетином виливків із сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ показав, що у верхній їх зоні (глибиною до 6 мм) виявлена підвищена у порівнянні з основним металом масова частка ніобію, алюмінію, танталу, титану, а також азоту (майже в 2 рази) і кисню (майже в 50 разів). Все це, мабуть, є результатом очищення сплавів від нітридних, карбонітридних і оксидних включень. Одночасно спостерігається певна тенденція поліпшення чистоти сплавів від домішок заліза та свинцю (див. табл. 3.10).

На поверхні виливків зі сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ виявлено підвищений вміст кремнію (0,67...0,85 %). Однак, на відстані 0,05 мм від поверхні виливків масова частка кремнію не перевищувала 0,14% (при вимогах ТУ $\leq 0,3$ %). Тривалий контакт металу і форми при високій температурі сприяв дифузійному насиченню поверхні виливків кремнієм із зв'язуючого форми. З трьох досліджуваних сплавів було отримано 37 лопаток (6 – зі сплаву ЖС26-ВІ, 21 – зі сплаву ЖС32-ВІ і 10 – зі сплаву ВЖЛ12У-ВІ), з яких тільки 10 (довжина 230 мм) зі сплаву ЖС32-ВІ (рис. 3.10 а) мали монокристалічну структуру, а всі інші були полікристалічними (див. рис. 3.10 б).

Контролем кристалографічної орієнтації (КГО) монокристалічних лопаток встановлено, що тільки одна мала допустиме відхилення напрямку [001] від осі Z менше 20° , а в інших – кут КГО знаходився в межах $22...45^\circ$. Полікристалічна структура лопаток зі сплаву ВЖЛ12У-ВІ була недосконалою, тому що межі зерен перетинали вхідну і вихідну кромки пера і були в наявності паразитні кристали (див. рис. 3.10 б). На лопатках з усіх сплавів під джерелом УФС (капілярний метод ЛЮМ1-ОВ) виявлено поодинокі і групові точкові висвітлювання, а також точково-штрихові і штрихові.

Таблиця 3.9 – Технологічні параметри отримання виливків з нікелевих сплавів на установці ПМП-4М

Марка сплаву	Виливок		Крок прошовування, м	Час прошовування, хв.	Час від початку плавки, хв.	Температура за зонами, °С								
	Вид	Висота, мм				Камера нагріву та плавки					Камера кристалізації			
						1	2	3	4	5	6	7	8	9
ЖС26-ВІ	Лопатка	370	0,2	12	23	1100	1200	1455	1455	1455	1465	1350	1100	не вкл.
	Виливок, Ø 80мм	230	0,2	15	45	1100	1250	1455	1455	1455	1465	1400	1280	900
ЖС32-ВІ	Лопатка	230; 345	0,2	10...12	15...23	1100	1200	1450	1455	1455	1465	1350	1050	не вкл.
	Виливок, Ø 80мм	225	0,2	15	45	1100	1250	1455	1455	1455	1466	1400	1280	900
ВЖЛ12У-ВІ	Лопатка	555	0,2	15	36	1100	1250	1455	1455	1455	1465	1400	1280	900

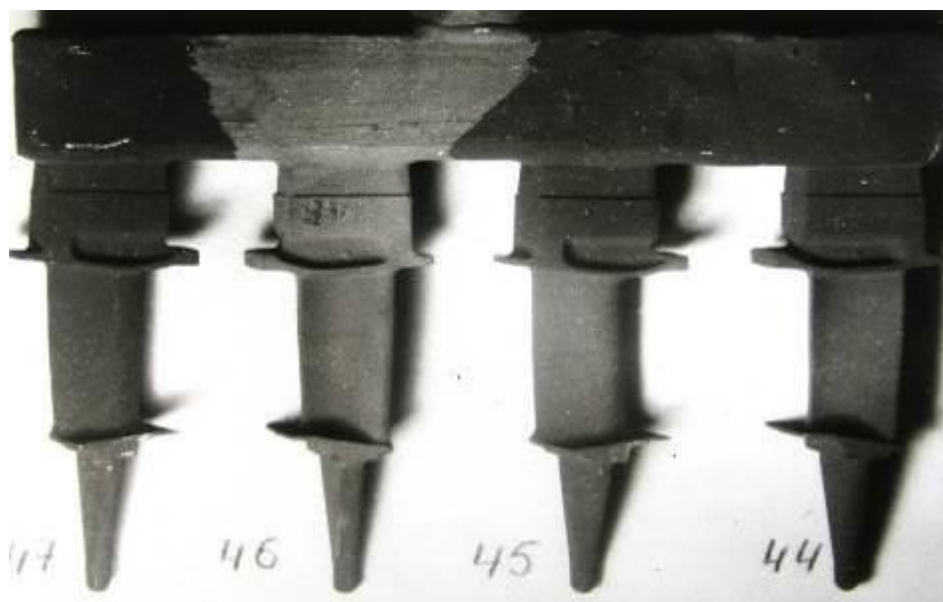
Таблиця 3.10 – Хімічний склад виливків із нікелевих сплавів (установка ПМП-4М)

Марка сплаву	Виливок	Місце відбору проб	Середня масова частка елементів, %								
			C	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Nb	Re
ЖС32-ВІ	Лопатка		0,14	4,79	9,3	-	5,7	9,0	1,3	1,4	3,8
	Виливок	Верхня частина	0,16	4,79	9,1	-	5,8	8,9	1,2	1,5	3,3
		Середня частина	0,18	4,69	9,2	-	5,6	8,8	1,1	1,4	3,7
		Нижня частина	0,13	4,71	9,3	-	5,6	8,5	1,1	1,4	3,7
ЖС26-ВІ	Лопатка		0,14	4,75	8,8	0,9	5,6	11,9	0,9	1,5	-
	Виливок	Верхня частина	0,18	5,14	8,9	1,0	5,9	11,8	0,9	1,7	-
		Середня частина	0,15	4,84	9,0	0,9	5,8	11,2	0,9	1,6	-
		Нижня частина	0,16	5,00	8,7	0,9	5,8	10,9	0,9	1,6	-
ВЖЛ12У-ВІ	Лопатка		0,16	9,45	9,1	4,6	5,6	1,7	3,1	0,9	-
	ОСТ 1.90.126-85		0,12-0,2	8,5-10,0	8-10	4,2-4,7	5,0-5,7	1,0-1,8	2,7-3,4	0,5-1,0	-

Примітка. Масова частка марганцю та кремнію у всіх виливках була менше 0,3 %

Кінець таблиці 3.10

Марка сплаву	Виливок	Місце відбору проб	Середня масова частка елементів, %								
			Ta	V	Fe·10 ⁻²	S·10 ⁻³	P·10 ⁻³	Pb·10 ⁻⁵	Bi·10 ⁻⁴	O·10 ⁻⁴	N·10 ⁻⁴
ЖС32-ВІ	Лопатка		3,7	-	16	4	1	-	-	-	-
	Виливок	Верхня частина	3,7	-	43	4	5	23	1	435	5,4
		Середня частина	3,6	-	11	5	2	-	-	-	-
		Нижня частина	3,7	-	19	5	2	20	1	9,3	2,1
ЖС26-ВІ	Лопатка		-	-	15	4	1	-	-	-	-
	Виливок	Верхня частина	-	1,1	14	4	2	17	1	419	5,1
		Середня частина	-	1,2	10	4	1	-	-	10	3,8
		Нижня частина	-	1,2	11	4	1	15	1	8,2	2,9
ВЖП12У-ВІ	Лопатка		-	-	<200	2	1	-	-	-	-
		ОСТ 1.90.126-85	-	-	≤200	≤15	≤15	-	-	-	-



а

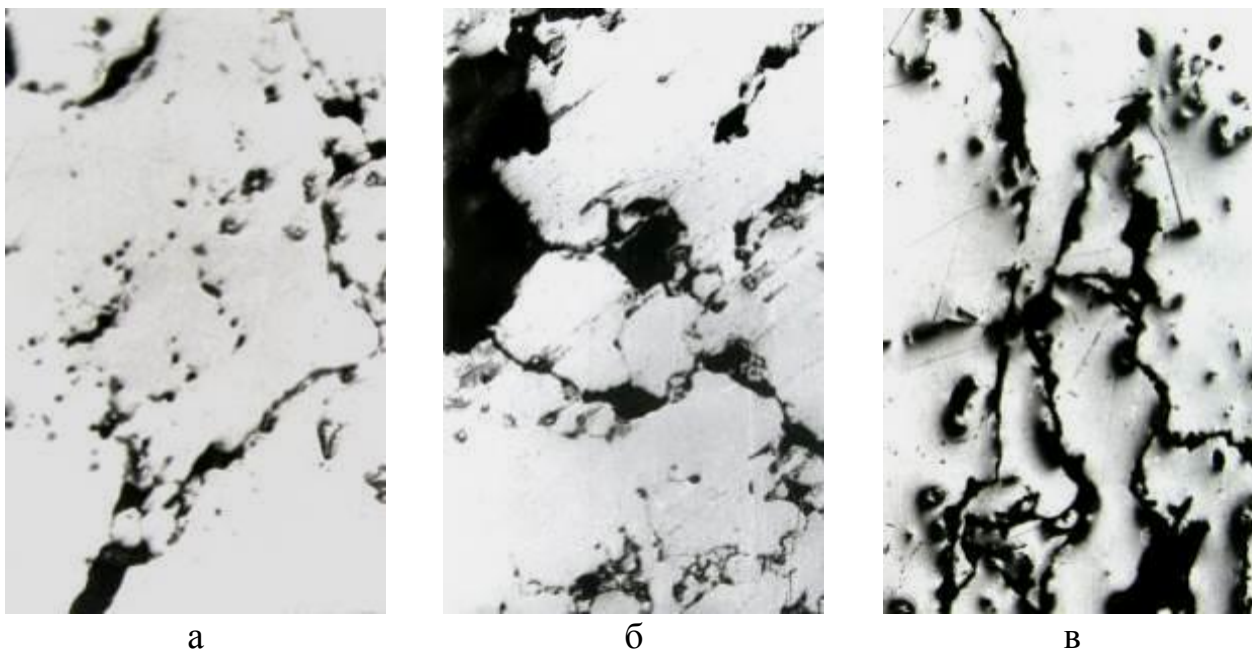


б

а – сплав ЖС32-ВІ; б – сплав ВЖЛ-12У-ВІ.

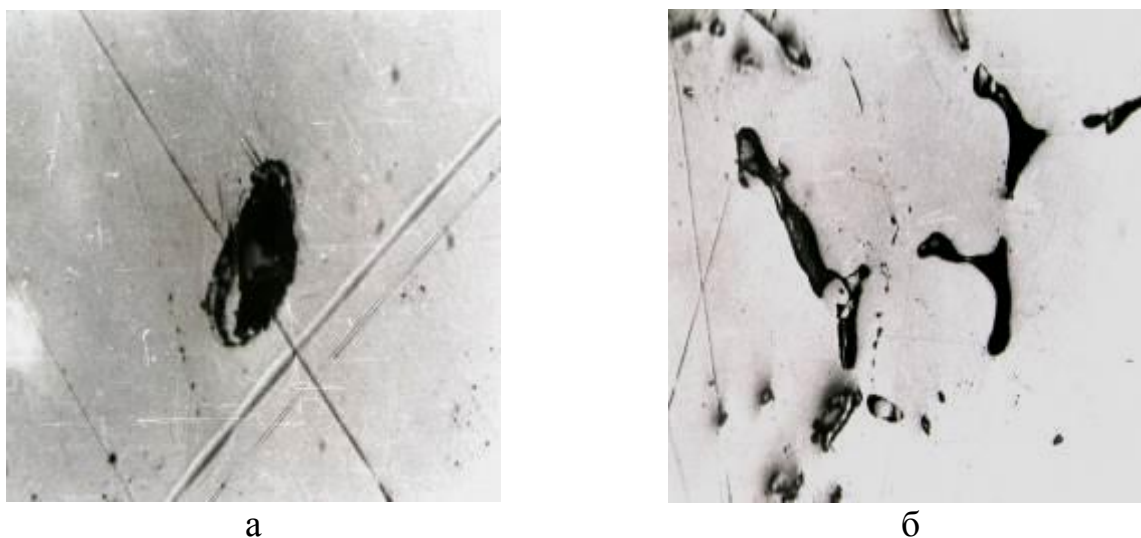
Рисунок 3.10 – Макроструктура лопаток, $\times 1,0$

Металографічними дослідженнями мікрошліфів, виготовлених в місцях точково-штрихових висвітлювання, виявлені плівки, що супроводжувалися значним окисленням (рис. 3.11). У зонах одиничних точкових включень виявлено пори і шлакові включення розміром від 5 до 100 мкм (рис. 3.12 а). У місцях зосередження групових точкових включень розташовувалися масивні рихлоти усадочного походження (рис. 3.12 б).



а – сплав ЖС32-ВІ; б – сплав ЖС26-ВІ; в – сплав ВЖЛ12У-ВІ

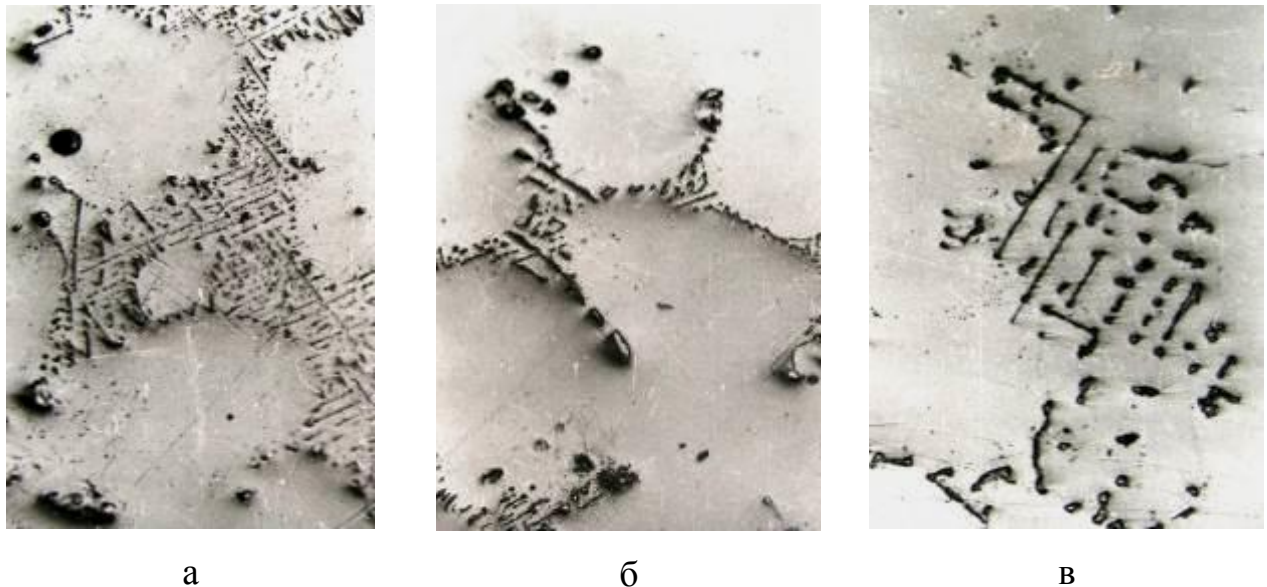
Рисунок 3.11 – Оксидні плівки в лопатках з різних сплавів, $\times 100$



а – пори та шлакові включення, $\times 500$; б – усадкові рихлоти, $\times 200$

Рисунок 3.12 – Мікроструктура лопаток з нікелевих сплавів

У структурі лопаток з усіх сплавів карбіди, в основному, мали «шрифтову» морфологію і розташовувалися у вигляді масивного каркасу в міждендритних просторах (рис. 3.13). Спостерігалися поодинокі карбіди типу MeC розміром до 40 мкм. Карбідні сегрегації «шрифтової» морфології були в 2...5 разів більші, ніж в лопатках, отриманих за серійною технологією методом високошвидкісної спрямованої кристалізації.

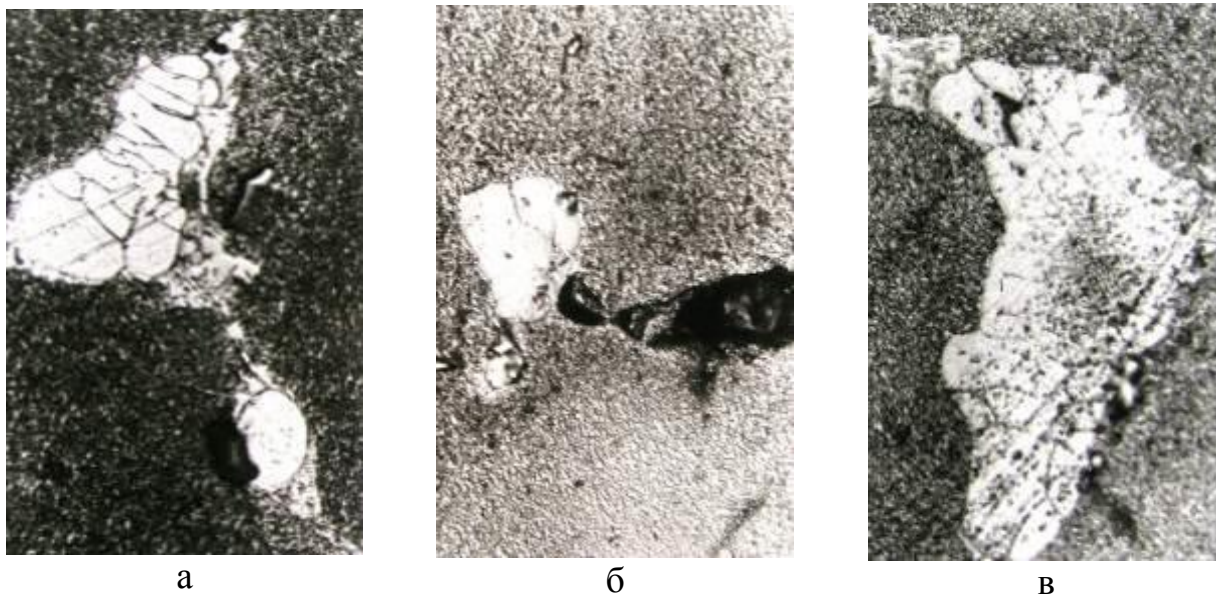


а – ЖС32-ВІ; б – ЖС26-ВІ; в – ВЖЛ12У-ВІ.

Рисунок 3.13 – Карбіди в лопатках із різних сплавів, $\times 200$

Розміри евтектичної (γ - γ')-фази досягали в лопатках 250 мкм (рис. 3.14), що в 3...8 разів більше, ніж в серійних лопатках. Виділення боридної евтектики мали розміри до 200 мкм. Таке зростання розмірів структурних складових в лопатках з розглянутих нікелевих сплавів безпосередньо пов'язаний з тривалим періодом кристалізації та охолодження виливків на установці ПМП-4М. Великі виділення структурних складових, мабуть, помітно знижували межу міцності сплавів при високих температурах, що в окремих випадках призводило до утворення тріщин довжиною до 1 мм з боку внутрішнього (охолоджуваного) каналу лопатки (рис. 3.15).

У той же час чотири лопатки зі сплаву ВЖЛ-12У-ВІ після термічної обробки (гомогенізація при температурі 1210 ± 10 °С, витримка 4 години, охолодження на повітрі), випробувані на згинання, показали наступні результати: при згинанні лопаток на кут до 90° тріщина утворилася тільки на одній лопатці (рис. 3.16); збільшення кута згинання до 94° призвело до утворення тріщини ще на одній лопатці; на решті лопаток тріщини не виявлені. Це вказує на достатню пластичність лопаток зі сплаву ВЖЛ12У-ВІ, виготовлених з ливарних відходів [117].



а – ЖС32-ВІ; б – ЖС26-ВІ; в – ВЖЛ12У-ВІ.

Рисунок 3.14 – Евтектична (γ - γ')-фаза в лопатках, $\times 500$



Рисунок 3.15 – Гаряча тріщина з боку внутрішнього (охолоджуваного) каналу лопатки зі сплаву ЖС26-ВІ

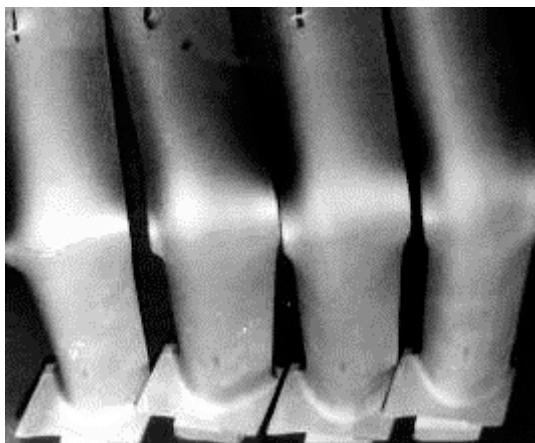


Рисунок 3.16 – Лопатки зі сплаву ВЖЛ12У-ВІ після випробування на згинання

Узагальнюючи всі вивчені якісні параметри лопаток, які виготовлено з ливарних відходів нікелевих сплавів на установці ПМП-4М, необхідно відзначити, що за структурою досліджені виливки не задовольняли нормативним вимогам. Дослідженням якісних показників виливків із сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ, отриманих на установці ПМП-4М з ливарних відходів (див. табл. 3.9, 3.10), встановили, що макроструктура їх поздовжніх і поперечних темплетів була щільною, однорідною, з орієнтуванням кристалів вздовж фронту кристалізації. У верхній частині виливків на глибині до 6 мм спостерігалася груба усадочна пористість.

Оцінка дендритної структури (табл. 3.11) показала, що відстань між осями другого порядку збільшувалася від низу до верхньої частини виливка, а також від крайової до центральної зони. Максимальні розміри евтектичної (γ - γ')-фази збільшувалися від нижніх до верхніх частин виливка, а також від крайових до центральних зон у верхніх частинах (див. табл. 3.11). У міждендритних просторах поблизу евтектичної (γ - γ')-фази спостерігалися в великих кількостях скелето подібні виділення боридної евтектики. Плівкові включення по межах зерен розміром до 500 мкм спостерігалися тільки у верхніх частинах виливків обох сплавів. Шлакові включення розміром не більше 20 мкм були приблизно рівномірно розподілені в об'ємі металу.

Таблиця 3.11 – Дендритна структура та евтектична (γ - γ')-фаза у виливках нікелевих сплавів

Сплав	Місце відбору проб	Відстань між осями дендритів другого порядку в зонах, мкм		Розмір евтектичної (γ - γ')-фази в зонах, мкм	
		центральна	крайова	центральна	крайова
ЖС26-ВІ	Верхня частина	250...300	120...130	25...230	15...125
	Нижня частина	150...200	100...120	20...120	20...100
ЖС32-ВІ	Верхня частина	130...150	90...100	20...175	8...125
	Нижня частина	110...120	90...100	15...125	4...120

У мікроструктурі виливків досліджуваних сплавів поряд з евтектичною (γ - γ')-фазою виявлені карбіди типу MeC і $Me_{23}C_6$, інтерметалідну γ' -фазу і мікропори. Переважна кількість карбідів знаходилася в розмірній групі 2...40 мкм (табл. 3.12), але у верхній частині виливків зі сплаву ЖС26-ВІ на глибині до 4 мм поруч з усадочною пористістю виявлені великі (розміром від 80 мкм до 180 мкм) карбіди білого кольору. Мікрорентгеноспектральним аналізом встановлено, що до складу цих карбідів, в основному, надходить WC . У міждендритних просторах сплавів спостерігалися виділення карбідів у вигляді каркасів, розмір яких змінювався від 40 мкм до 600 мкм (див.табл. 3.12). Усадочна пористість розподілялася за висотою виливків рівномірно з деяким збільшенням розмірів від периферії до центру виливки (див.табл. 3.12).

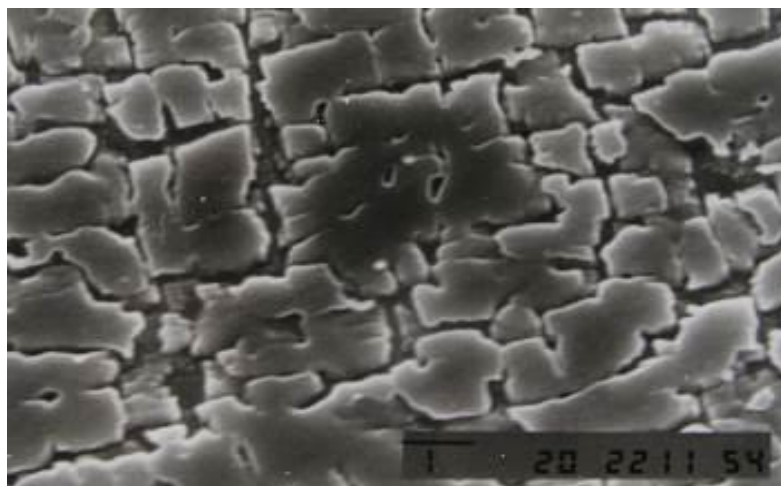
Таблиця 3.12 - Структурні складові в виливках з нікелевих сплавів

Сплав	Місце відбору проб	Розмір усадочних пор, мкм	Розмір карбідів, мкм	
			окремих	каркасних виділень
ЖС26-ВІ	Верхня частина	10...36	4...20	120...500
	Нижня частина	10...22	4...40	70...400
ЖС32-ВІ	Верхня частина	10...45	3...26	50...600
	Нижня частина	10...40	2...40	40...250

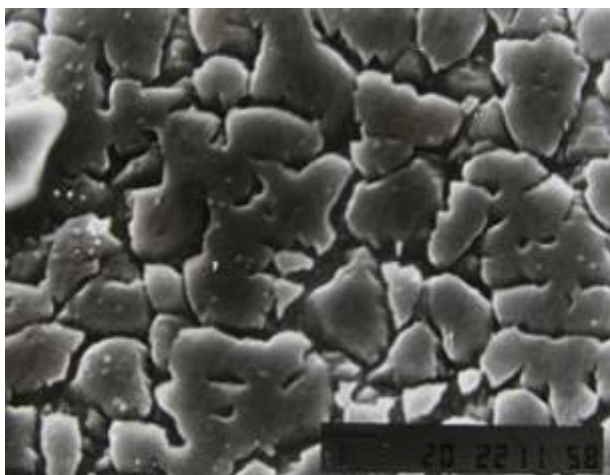
Інтерметалідна γ' -фаза в осях дендритів мала форму близьку до кубічної (рис. 3.17 а), а в міжосьових просторах – безформну (рис. 3.17 б). Її розміри в даних сплавах становили 0,8...3,0 мкм. Досліджувана технологія спрямованої кристалізації сприяла помітному очищенню кордонів кристалів і появи на них «ланцюжка» великих скоагульованих частинок γ' -фази (рис. 3.17, в).

Мікротвердість матриці і евтектичної (γ - γ')-фази перебувала приблизно на одному рівні (табл. 3.13) з незначним зниженням її від верхньої до нижньої частини виливка. Практично однакові значення мікротвердості карбідів свідчать про те, що вони близькі за складом. Аналіз роботи установки ПМП-4М і

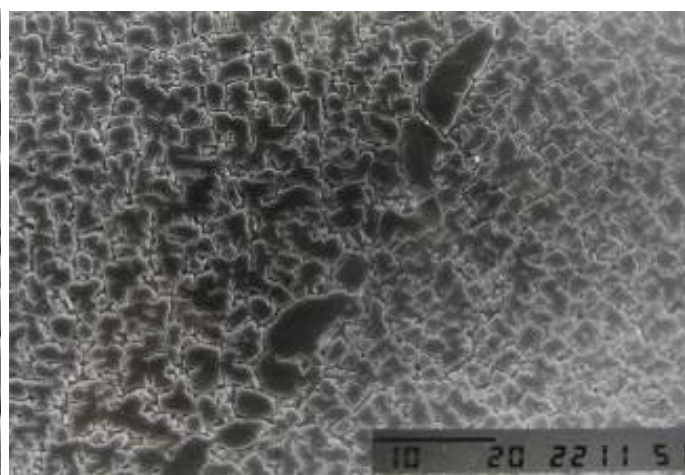
проведені розрахунки показали, що рафінування ливарних відходів нікелевих сплавів забезпечувалося за рахунок видалення оксидів, нітридів і карбонітридів, що мають питому вагу в 2 і більше разів меншу від щільності розплаву, під впливом кристалізаційного тиску плоского фронту кристалізації, швидкість просування якого від низу до верху була істотно меншою за швидкість спливання неметалевих включень.



а



б



в

а – γ' -фаза в осях, $\times 10000$; б – γ' -фаза у міжосьовому просторі, $\times 10000$;
в – γ' -фаза дендритів та на межах кристалів, $\times 2000$.

Рисунок 3.17 – Мікроструктура сплаву ЖС32-ВІ

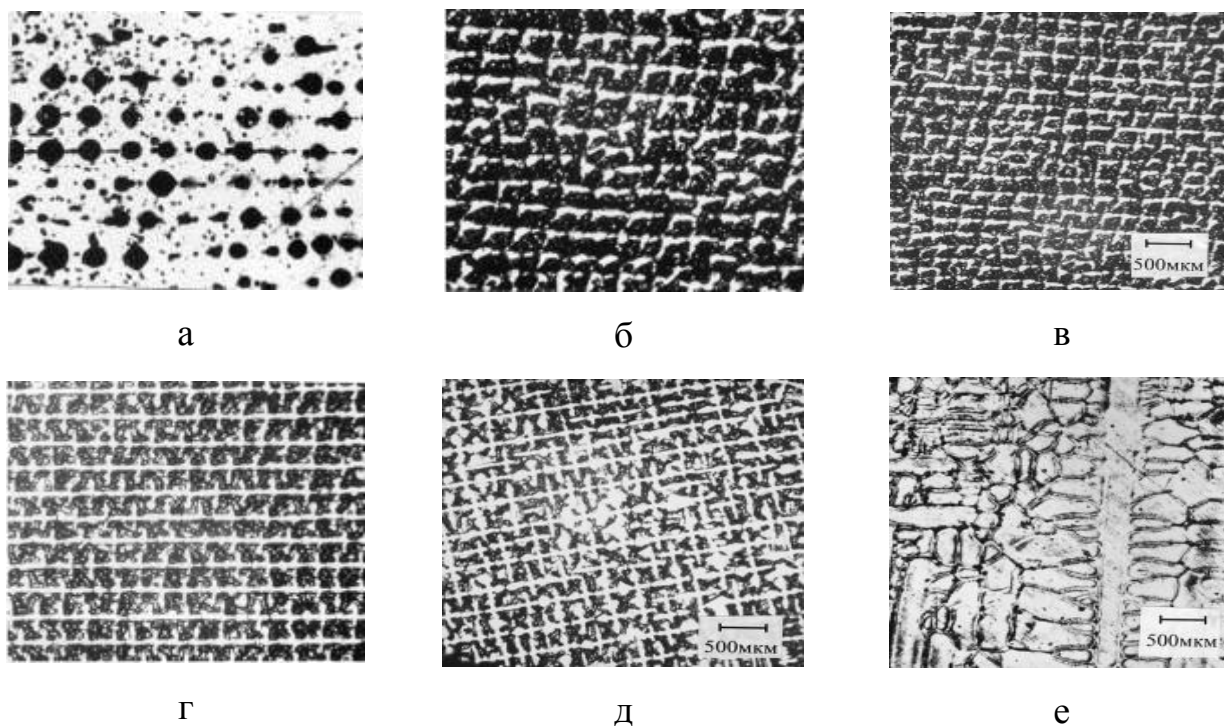
Таблиця 3.13 – Мікротвердість матриці та структурних складових

Сплав	Місце відбору проб	Середня мікротвердість, МПа		
		матриця	(γ - γ')- фаза	карбіди
ЖС26-ВІ	Верхня частина	5839	5183	25750
	Нижня частина	5165	4875	25434
ЖС32-ВІ	Верхня частина	4623	5086	25285
	Нижня частина	4282	4817	25008

Низькотемпературний вакуумний переплав ливарних відходів сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ на установці ПМП-4М дозволяє звести до мінімуму випал активних коштовних легувальних елементів (тантал, реній, ніобій і т.п.) [129]. Присутність великої маси вуглецевих матеріалів в робочому просторі установки під час рафінування пригнічує окислювальний потенціал адсорбованих і атмосферних газів, що потрапляють в плавильну камеру. Виливки зі сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ, отримані методом спрямованої кристалізації на установці ПМП-4М, мали щільну однорідну макроструктуру. Поверхневий шар, збагачений кремнієм, і верхня частина товщиною 6 мм виливків видаляються при підготовці до плавки отриманої шихтової заготовки.

В умовах високошвидкісної спрямованої кристалізації вивчали вплив температурного градієнта на фронті кристалізації на структуру жароміцних нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і НВ-4 (використовується як затравка) [123–127, 130]. Литі зразки циліндричної форми діаметром 9 мм і довжиною 150 мм зі сплавів НВ-4 (основа – Ni; 32 % W; домішки – не більше (1,0 % Fe; 0,42 % Si; 0,015 % S; 0,015 % P) і ЖС32-ВІ в електрокорундових формах, які переміщали в температурному полі нагрівача з гарячої зони в кристалізаторі (сплав галію з 25% індію). Швидкість кристалізації змінювалася східчасто від 0,4 до 20 мм/хв, а градієнт температури G становив 20 °/мм.

Вивчення мікроструктури поперечних шліфів монокристалів зі сплаву НВ-4 показало, що критична швидкість, тобто швидкість, при якій відбувається втрата стійкого плаского фронту, знаходиться нижче значення $R = 0,4$ мм/хв (мінімальної швидкості в даному дослідженні) (рис. 3.18) [113, 123-127, 131-135].



а – $R = 0,4$ мм/хв; б – $R = 1,2$ мм/хв; в – $R = 2,6$ мм/хв; г – $R = 4$ мм/хв;
 д – $R = 10$ мм/хв; е – $R = 20$ мм/хв.

Рисунок 3.18 – Мікроструктура монокристалів сплаву НВ-4, що кристалізувався з різними швидкостями, $\times 2000$

Цей результат не узгоджується з даними проведеними раніше [136, 137]. В роботі [135] при спрямованій кристалізації сплаву з 35 % W плоский фронт зберігався аж до максимальної швидкості 7,5 мм/хв ($G = 15$ °/хв). У першому наближенні цю розбіжність можна пояснити більш низьким вмістом вольфраму (32 %) в даному дослідженні, що може призвести до втрати стійкості плоского фронту кристалізації [113, 123–127, 131–135].

На мікроструктурах (див. рис. 3.18) наочно видно послідовність структур, що виникають при втраті стійкості плоским фронтом зростання. Ця послідовність добре узгоджується з відомими даними [138]. На початку порушення стійкості плоского фронту зростання з'являються окремі ямки і лінійчасті поглиблення, формуються витягнуті комірки (див. рис. 3.18 а, $R = 0,4$ мм/хв), потім у міру збільшення швидкості спрямованої кристалізації фронт набуває порожнисту морфологію (див. рис. 3.18 б...д). При швидкості спрямованої кристалізації

$R = 20$ мм / хв реалізується дендритна структура (див. рис. 3.18 е). Характерний розмір осередків (λ) в залежності від швидкості охолодження описується співвідношенням Бруді - Флемінгса [39]:

$$\lambda = A \cdot (G \cdot R)^{-n}, \quad (3.1)$$

де A і n – постійні.

Результати вимірювання параметрів осередків представлені в табл. 3.14. Залежність параметру комірки від швидкості охолодження представлена графічно на рис. 3.19 в логарифмічному масштабі. Визначені з графіка значення постійних $A = 420$, $n = -0,22$ для сплаву НВ-4 менші, ніж значення A і n для міждендритних відстаней, наведених у роботі [39], відповідно $A = 680$ і $n = -0,32$. З огляду на те, що величина G в наших експериментах практично постійна, а відстань між осередками $\lambda \sim R^{-0,22}$. Таким чином, показник ступеня близький $n = -0,25$, теоретично отриманий в моделях типу Ханга і Курца-Фішера [139].

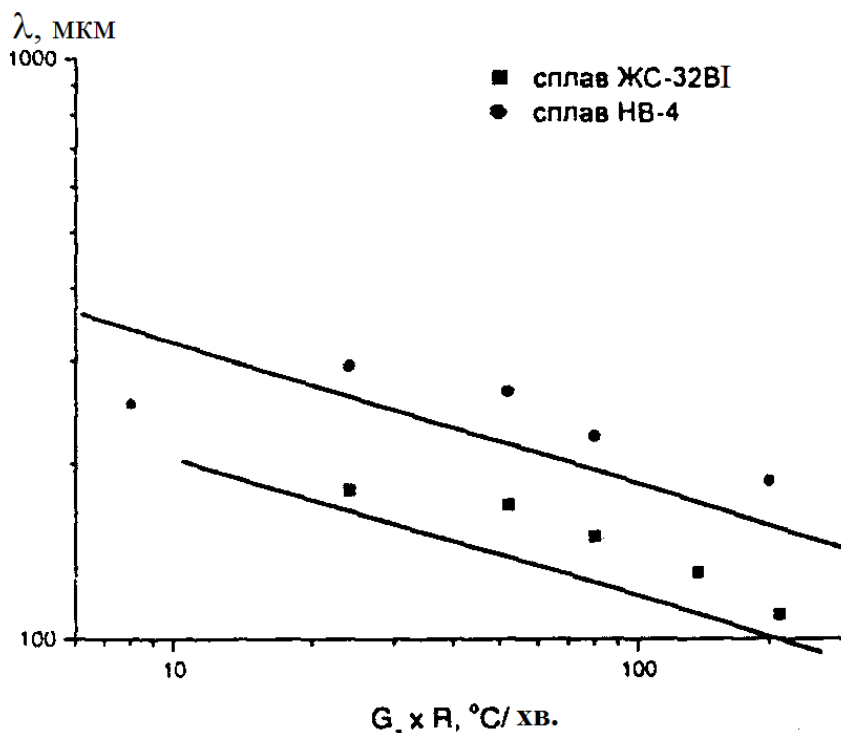
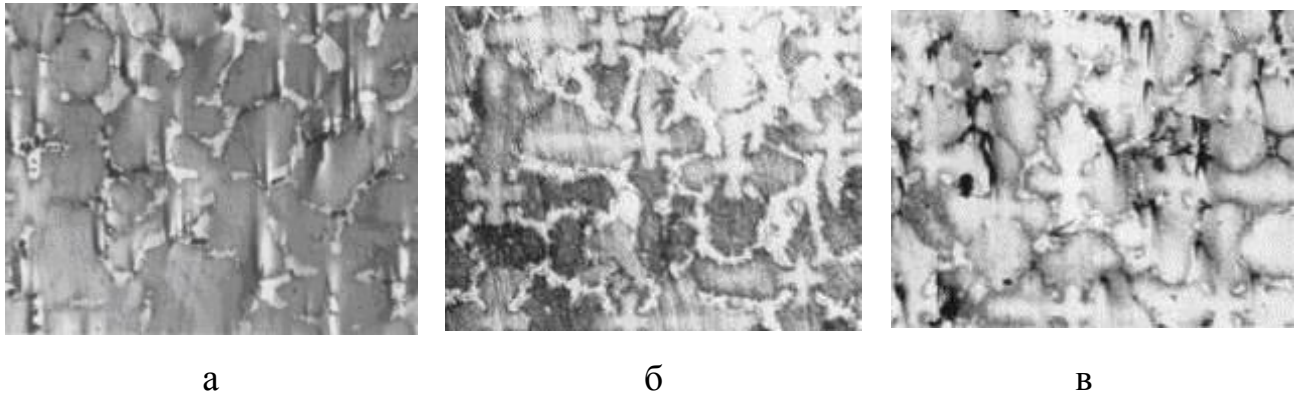


Рисунок 3.19 – Залежність параметрів осередку λ від швидкості охолодження $G \cdot R$ для сплавів НВ-4 і ЖС32-ВІ

Таблиця 3.14 – Структурні параметри та механічні властивості монокристалів сплаву НВ-4, що вирощені з різними швидкостями спрямованої кристалізації

Швидкість спрямованої кристалізації R, мм/хв	Параметр комірки λ , мкм	Висота впадин між комірками H, мм	Амплітуда виступів комірок H/ λ	Параметр кристалічної гратки a, нм	Розрахункова концентрація W в сплаві, % (розрахунок за даними [140])	Мікротвердість H μ , МПа	Твердість за Брінелем, МПа
0,4	253/ -	0,3	1,2	35,815	31,65	2650	1608
1,2	294/180*	1,1	3,8	35,809	31,80	2550	1480
2,6	266/170	2,0	7,7	35,806	31,30	2450	1370
4,0	223/150	2,8	12,4	35,804	31,25	2370	1370
10,0	186/110	-	-	35,842	32,65	2550	1420
20,0	-	-	-	35,841	32,65	2550	1608
Примітка. Чисельник – параметр комірки сплаву НВ-4; знаменник – параметр комірки сплаву ЖС32-ВІ.							

На протравленій мікроструктурі поздовжніх шліфів (рис. 3.20) визначали висоту западин меж комітками (H), в залежності від швидкості спрямованої кристалізації. Зі збільшенням швидкості спрямованої кристалізації від 0,4 мм/хв. до 4 мм/хв. значення H зростає лінійно від 0,3 мм до 2,8 мм, відповідно (див.табл.3.14). При цьому амплітуда пористих виступів H/λ теж монотонно збільшується від 1,2 до 12,4.



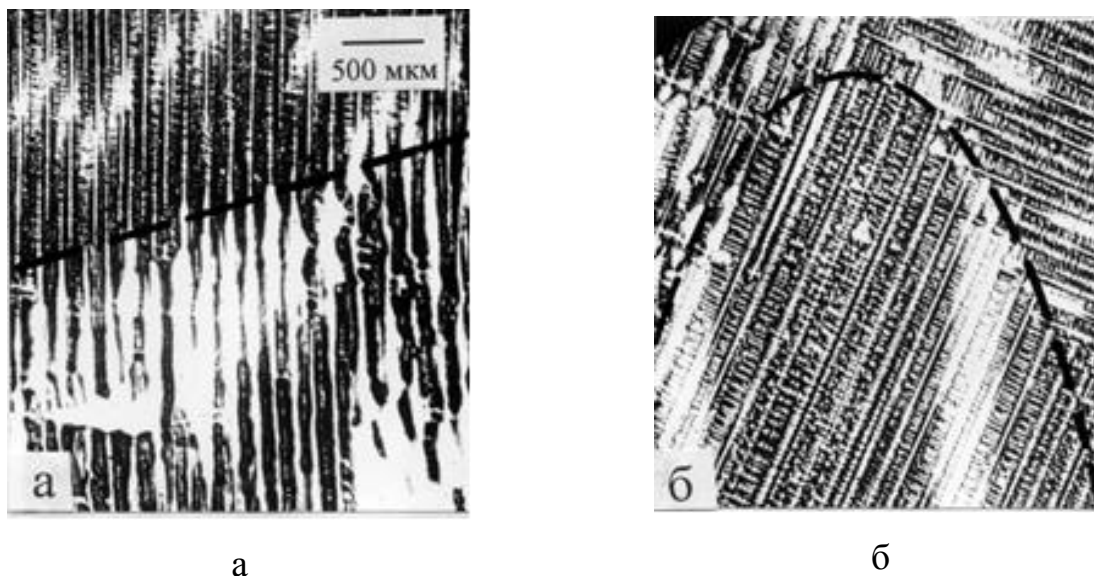
а – $R = 1,2$ мм/хв.; б – $R = 4,0$ мм/хв.; в – $R = 10$ мм/хв.

Рисунок 3.20 – Мікроструктура фронту кристалізації монокристалів сплаву ЖС32-ВІ при різних швидкостях, $\times 100$

Макроскопічна форма фронту кристалізації залежить від співвідношення осьової і радіальної складової температурного градієнта G_z / G_r . На поздовжніх шліфах монокристалів (рис. 3.21) можна спостерігати зміну форми обвідної фронту кристалізації з ростом швидкості R . Для низьких швидкостей $R = 0,4$ мм/хв. і 1,2 мм/хв. обвідна мала майже пласку форму. При середніх швидкостях $R = 2,6$ мм/хв. і 4,0 мм/хв. обвідна фронту кристалізації мала опуклу форму. При підвищених швидкостях $R = 10$ мм/хв і 20 мм/хв обвідна фронту кристалізації знову була пласкою. Опуклість фронту кристалізації усуває утворення зустрічних фронтів і знижує ймовірність утворення структурних дефектів [141–142].

Аналіз мікроструктур сплаву ЖС32-ВІ [131, 132, 143–150] показав, що об'ємна частка карбідів була помітно нижчою в металі, що кристалізувався з

малими швидкостями. Можливо, це пов'язано зі зменшенням концентрації вуглецю в розплаві при взаємодії його з матеріалом форми. Зі зменшенням швидкості спрямованої кристалізації час знаходження розплаву в гарячій зоні, а, отже, і час взаємодії розплаву з керамічною формою збільшується.



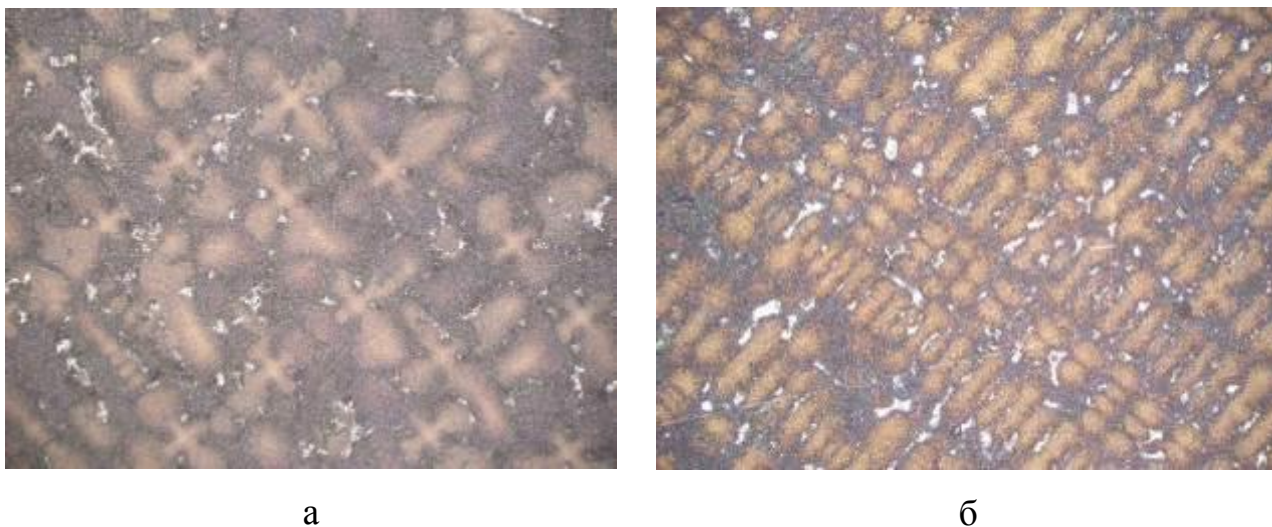
а – $R = 1,2$ мм/хв.; б – $R = 4,0$ мм/хв.

Рисунок 3.21 – Мікроструктура декантованих ділянок монокристалів сплаву НВ-4 (пунктирною лінією показана обвідна фронту кристалізації), $\times 2000$

Так, для $R = 1,2$ мм/хв. процес спрямованої кристалізації тривав протягом приблизно 3 год. Збільшення швидкості кристалізації за рахунок підвищення тепловідведення (G) від сплаву ЖС32-ВІ призводило до формування більш тонкої дендритної мікроструктури, та більш дисперсних включень в міждендритних просторах (рис. 3.22).

Механічними випробуваннями встановлено, що межа міцності досліджуваних зразків при кімнатній температурі практично не залежить від швидкості кристалізації і досягає значень $\sigma_b = 1263$ МПа. Відносне подовження було на рівні 6...9 % до термообробки і 8...13 % після термообробки. При швидкості кристалізації $R = 10$ мм/хв. час до руйнування ($t_{\text{досл.}} = 1000^\circ\text{C}$, напруга $\sigma = 280$ МПа) зразків знаходився в межах 50...54 год., що вище стандартних вимог (40 год.). У той же час, зразки, що кристалізувалися при $R = 1,2...6,7$ мм/хв.,

показали час до руйнування 34...47 год., що пов'язано, мабуть, з посиленою взаємодією розплаву з керамічною формою. Таким чином, механічні випробування підтвердили висновок, що швидкість кристалізації сплаву ЖС32-ВІ повинна бути не меншою 10 мм/хв [113, 123–127, 131–135].

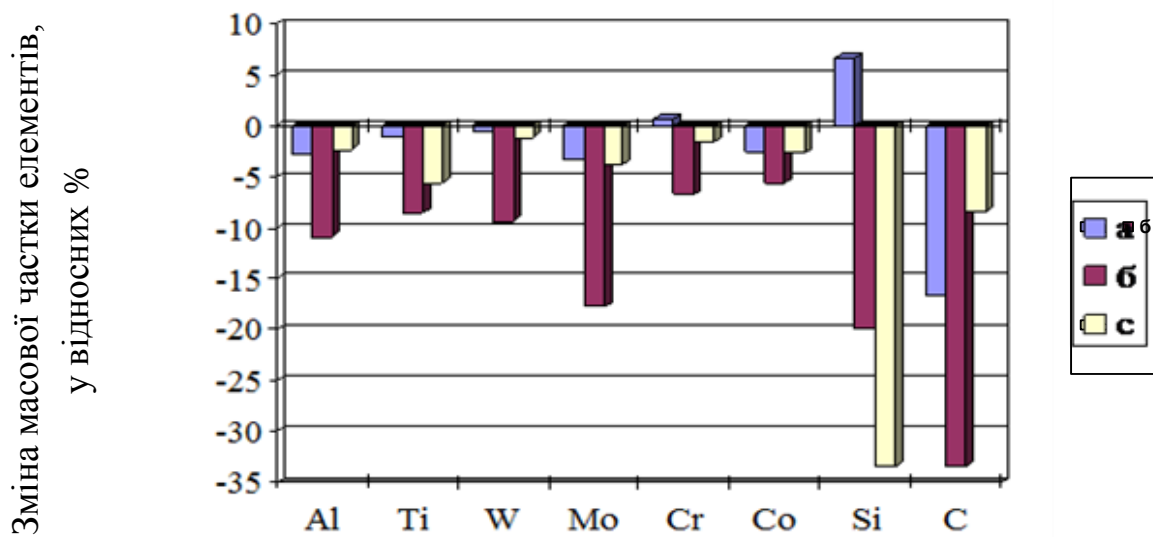


а – $G = 10$ град. / хв.; б – $G = 20$ град. / хв.

Рисунок 3.22 – Мікроструктура гомогенізованого сплаву ЖС32-ВІ, що кристалізувався зі швидкістю $R = 10$ мм/хв., $\times 200$

3.3 Високотемпературна обробка розплаву (ВТОР)

Вивчено вплив ВТОР на структуру і властивості виливків зі сплавів ЖСЗДК-ВІ, ЖС26-ВІ, ЖС32- ВІ, ЖСЗЛС і ЕІ437 [123–127, 151-161]. У сплаві ЖСЗДК-ВІ, після проведення ВТОР в температурному інтервалі 1850...1900°C, спостерігали угар практично всіх легувальних елементів (рис. 3.23). При цьому відносна величина угару досягала близько 11% алюмінію, 17,8% молібдену, 33% кремнію і вуглецю. Проглядається тенденція підвищення випалу більшості елементів зі збільшенням тривалості витримки при ВТОР [151].



а – витримка 10 хв. при 1850 °С; б – витримка 20 хв. при 1850 °С;
с – витримка 5 хв. при 1900°С.

Рисунок 3.23 – Зміна масової частки елементів сплаву ЖСЗДК-ВІ при ВТОР (позитивні значення вказують на припал елементів)

Газовий аналіз зразків сплаву ЖСЗДК-ВІ, проведений на установці LECO TN-114, показав, що ВТОР при температурі 1850 °С знижувала масову частку азоту в сплаві протягом перших 5 хвилин з 0,0159 % до 0,0016 % (рис. 3.24). Математична обробка експериментальних даних дозволила отримати експонентну залежність (3.2) зниження масової частки [N] в сплаві зі збільшенням тривалості ВТОР (τ , хв.):

$$[N] = 0,019 \cdot e^{-\frac{\tau}{3,3}} + 0,0032 \cdot e^{-\frac{\tau}{7,3}}, \% \quad (3.2)$$

Вплив температури нагрівання розплаву ЖСЗДК-ВІ на його кінематичну в'язкість вивчали шляхом побудови політерми нагрівання та охолодження (рис.3.25). Встановлено, що на максимальну величину гістерезису кінематичної в'язкості суттєво впливала попередня підготовка структури рідкого металу.

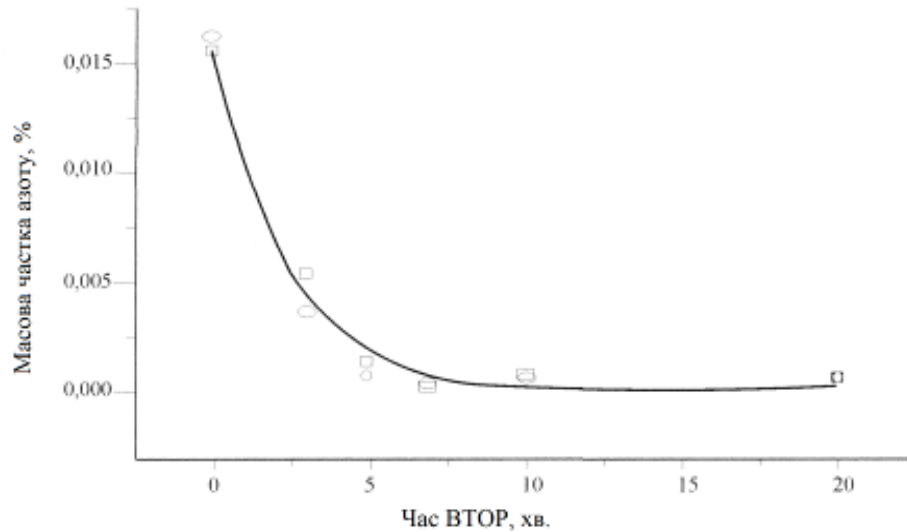
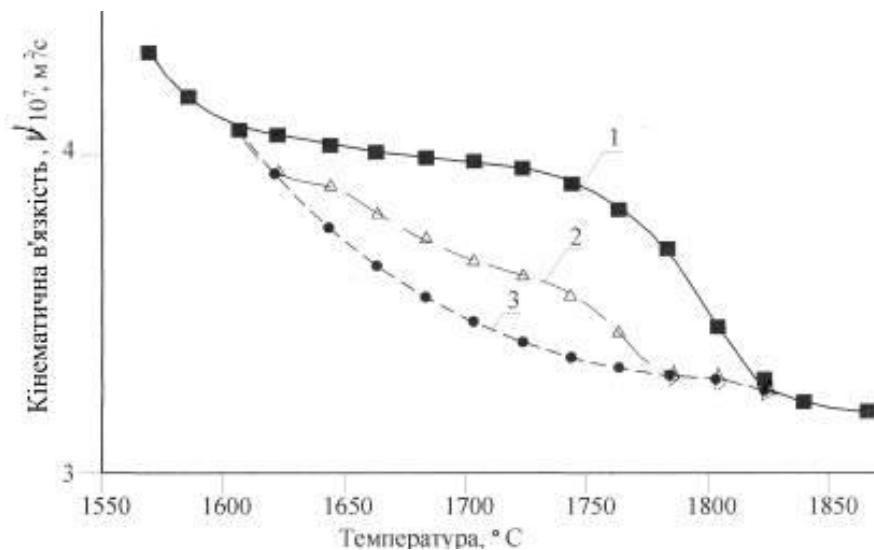


Рисунок 3.24 – Вплив часу ВТОР на масову частку азоту в сплаві ЖСЗДК-ВІ



1 – політерма нагрівання вихідного металу; 2 – політерма нагрівання металу після ВТОР, 3 – політерма охолодження металу.

Рисунок 3.25 – Вплив ВТОР на кінематичну в'язкість сплаву ЖСЗДК-ВІ

Так, максимальна різниця кінематичної в'язкості, заміряна між політермою нагріву вихідного сплаву і його охолодження, склала $0,52 \times 10^7 \text{ м}^2/\text{с}$, а між параметрами нагріву розплаву, що пройшов ВТОР, і охолодження – $0,17 \times 10^7 \text{ м}^2/\text{с}$. Отже, після ВТОР деяка неоднорідність структури рідкого металу збереглася, але ступінь цієї неоднорідності знизилася в 3 рази (див. рис. 3.25).

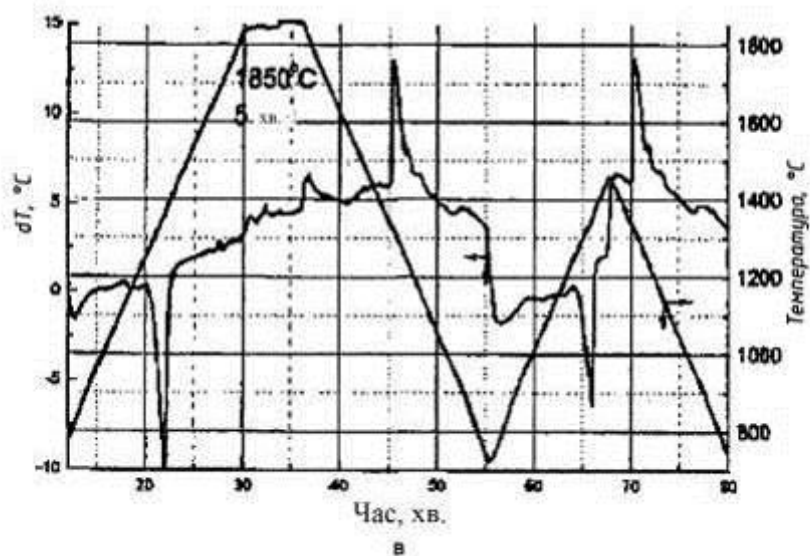
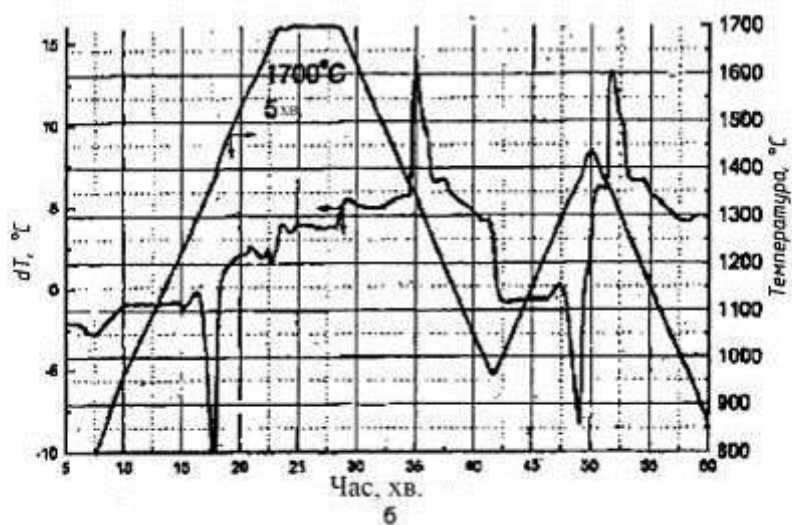
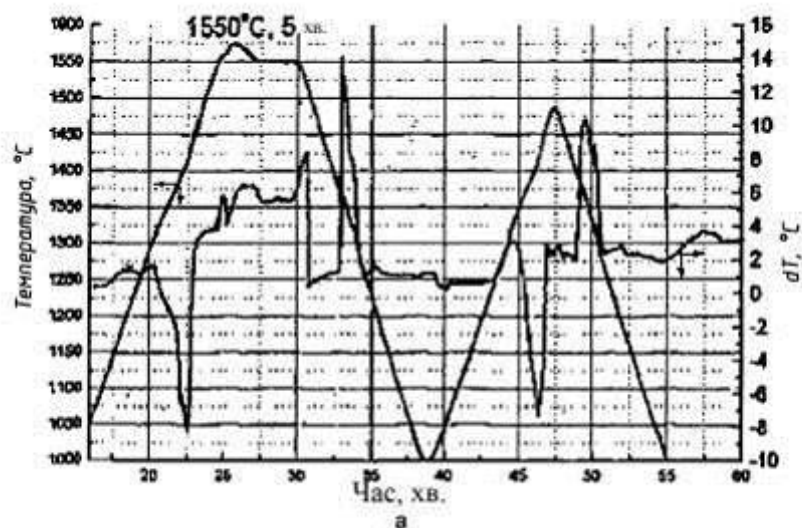
Диференційно-термічним аналізом вивчали вплив ВТОР на кінетику

кристалізації сплавів ЖС32-ВІ і ЖС3ДК-ВІ [123-127, 157, 158]. Аналіз термограм (рис. 3.26) показав, що при нагріванні зразків сплав ЖС32-ВІ починав плавитися при температурі 1330...1347 °С і закінчував при 1411...1420 °С. Розчинення карбідів в металі відбувалося при 1390...1399 °С.

Кристалізація сплаву ЖС32-ВІ після перегріву до 1550°С починалася з виділення кристалів γ -твердого розчину на основі нікелю при 1375...1387 °С. Утворення карбідів типу MeC і складної евтектики (γ - γ' -MeC-Me₃B₂) відбувалося при 1302...1305 °С. Зі зниженням температури з γ -твердого розчину при 1265...1268 °С починала виділятися вторинна γ' -фаза.

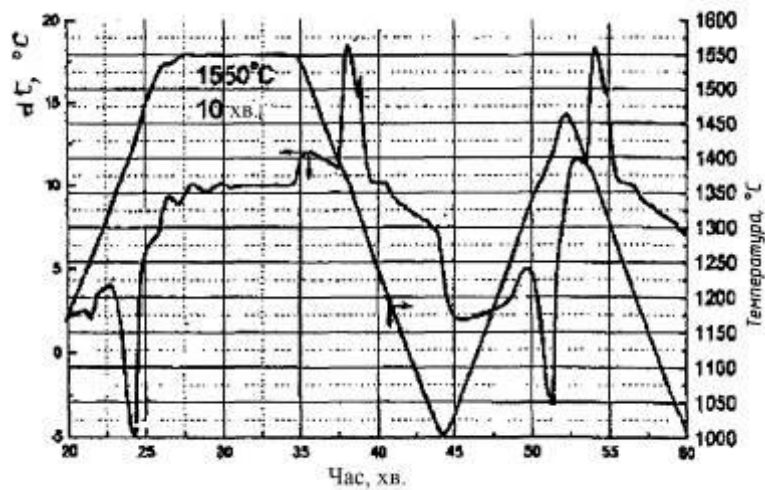
Встановлено, що температура повного розчинення γ' -фази ($T_{\gamma'кр.}$ - солідус) практично збігається з початком виділення вторинної γ' -фази і дорівнює 1265...1275 °С [159-161]. З підвищенням температури ВТОР від 1500 °С до 1650°С зменшувався інтервал кристалізації сплаву ЖС32-ВІ з 52 °С до 21 °С [157] і збільшувалася ступінь легування його твердого розчину. При цьому спостерігалось підвищення температур повного розчинення γ' -фази і солідусу сплаву, що безсумнівно покращувало фазову і структурну стабільність нікелевого жароміцного сплаву. Збільшення часу витримки при високотемпературних перегріваннях розплаву від 5 до 10 хвилин сприяло зниженню рівня переохолодження, що призводило до виділення карбідів при більш високій температурі і покращувало їх морфологію (рис. 3.27).

В процесі перегріву розплаву, особливо при температурах 1800...1850 °С, відбувалося подрібнення і розкладання термостійких включень типу Ti (C, N) і дегазація розплаву. Вміст кисню та азоту в розплавах знижувалося з 50...80 ppm до 10...15 ppm. З підвищенням температури розплаву ЖС32-ВІ поліпшувалося диспергування структури за рахунок зменшення відстані між осями дендритів другого порядку і розмірів карбідів. Також спостерігалось зменшення об'ємної частки евтектичних карбідів шрифтової морфології. Ступінь дендритної ліквідації та сегрегації карбідів знижувалися приблизно в 4 рази. Мікротвердість осей і міжосьових просторів дендритів ставала практично однаковою, що свідчить про поліпшення структурної однорідності сплаву [157, 159–161].

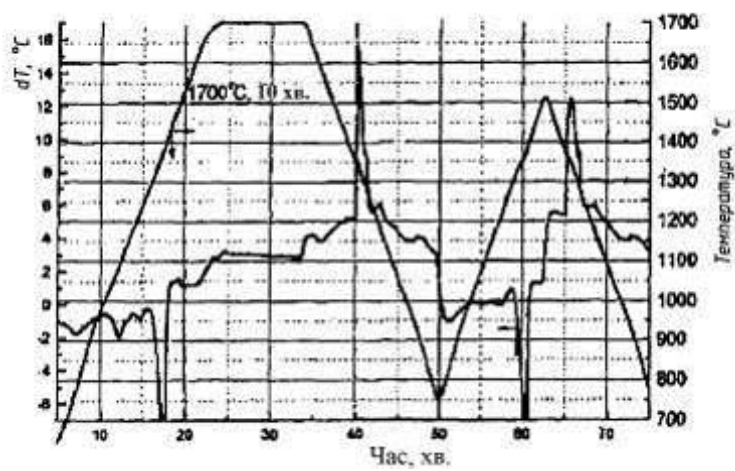


а – витримка 5 хв. при температурі 1550°C; б – витримка 5 хв. при температурі 1700°C; в – витримка 5 хв. при температурі 1850°C.

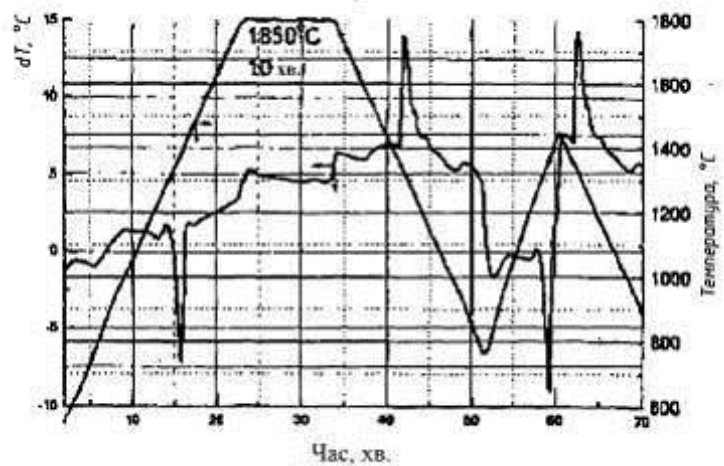
Рисунок 3.26 – Термограми диференціального термічного аналізу сплаву ЖС32-ВІ



Г



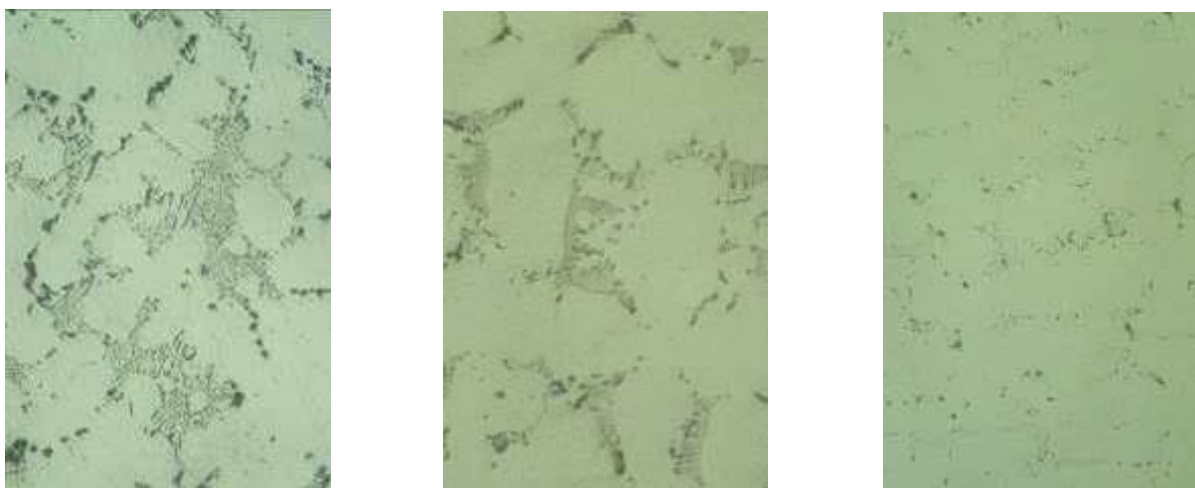
Д



е

Г – витримка 10 хв. при температурі 1550°C; Д – витримка 10 хв. при температурі 1700°C; е – витримка 10 хв. при температурі 1850°C.

Рисунок 3.26 – Аркуш 2.



а

б

в

а – 1550°C; б – 1700°C; в – 1850°C.

Рисунок 3.27 – Карбіди в сплаві ЖС32-ВІ після ВТОР при різних температурах, $\times 100$

З термограм сплаву ЖС3ДК-ВІ отримано, що для всіх варіантів нагріву і витримки металевого розплаву (табл. 3.16) виділення карбідної евтектики відбувалося при температурі 1292°C, рівень температури солідусу змінювався незначно і знаходився в межах 1263...1270°C. У більшості досліджених варіантів температура ліквідусу склала 1350°C і ширина двофазної зони – 76°C. У той же час, ВТОР при температурі 1820°C і витримці 1 хв. призвела до зниження температури ліквідусу до 1274°C і ширині двофазної зони до 9°C, що вказує на значне переохолодження розплаву.

Таблиця 3.16 – Результати диференційно-термічного аналізу сплаву ЖС32-ВІ

Особливості нагрівання розплаву	Температура, °C		
	ліквідус	виділення карбідної евтектики	солідус
До 1550 °C	1350	1292	1274
1770°C +1 хв. витримки	1350	1292	1274
1770°C +20 хв. витримки	1350	1292	1263
1820°C +1 хв. витримки	1274	-	1265
1820°C +20 хв. витримки	1350	1292	1274

На термограмі не виявилася характерна точка початку виділення карбідної евтектики або карбідної евтектики спільно з первинної γ' -фазою. Аналогічними дослідженнями [71] показано, що ВТОР ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ не мала істотного впливу на основні критичні точки сплавів в твердому стані, але значно вплинула на ступінь переохолодження сплаву перед кристалізацією (40...50°C в порівнянні з 10...30°C при звичайній технології). Це пояснюється двома причинами: більшої рівноважного розплаву перед кристалізацією і високим ступенем його очищення від неметалічних включень. Після ВТОР при температурі 1820°C і витримці 1 хв. в порівнянні з іншими варіантами (див. табл. 3.16) в результаті значного переохолодження розплаву відбулося помітне подрібнення дендритних структур сплаву ЖСЗДК-ВІ [151].

При якісному металографічному аналізі спостерігали в γ -твердому розчині сплаву ЖСЗДК-ВІ зміцнюючі інтерметалідну γ' -фазу $[\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})]$, карбонітриди $[\text{Ti}(\text{C}, \text{N})]$ і карбіди. По межах кристалів зустрічалися боридна і евтектична ($\gamma-\gamma'$)-фази. В результаті термообробки евтектична ($\gamma-\gamma'$)-фаза практично повністю перейшла в γ -твердий розчин.

Мікрорентгеноспектральним аналізом визначали вміст елементів в γ' -фазі і матриці сплаву ЖСЗДК-ВІ поруч з γ' -фазою. Встановлено (табл. 3.17), що в складі зміцнюючої γ' -фази крім нікелю, титану і алюмінію присутні в середньому 9,5 % хрому, 9,0 % кобальту і 1,5 % вольфраму. З підвищенням температури ВТОР від 1720 °C до 1820 °C в складі γ' -фази збільшувалися масові частки нікелю з 63 % до 72 %, титану з 6,5 % до 8,5 % і алюмінію з 4,5 % до 6,0 %.

Одночасно знижувалися масові частки кобальту з 8,7% до 6,5% і хрому з 8,4% до 3,7% [151, 152]. У матриці сплаву, що прилягає до частинок γ' -фази, з підвищенням температури ВТОР відбувалися протилежні зміни складу в порівнянні з γ' -фазою: знижувалися масові частки нікелю, титану і підвищувалися хрому та кобальту (див. табл. 3.17).

Таблиця 3.17 - Вплив перегріву на вміст легувальних елементів в γ і γ' -фазах сплаву ЖСЗДК-ВІ

T _{max} , °C	Масова частка елементів, %					
	Ti	Al	Cr	Ni	Co	W
1620	3,06/2,87	4,57/4,73	9,61/9,86	62,99/62,67	9,58/10,02	1,60/1,62
1670	5,47/3,50	4,54/4,23	9,51/10,9	65,11/63,41	8,97/9,96	0,64/0,81
1720	6,20/4,30	4,22/3,96	8,49/11,4	65,17/61,46	8,60/9,59	0,38/1,54
1770	8,74/3,77	5,51/4,84	3,82/11,8	70,68/62,26	6,73/9,99	0,04/2,05
1820	7,80/2,68	6,05/3,93	3,76/13,1	73,37/60,46	6,62/11,46	0,94/1,53
Середній вміст	2,85	4,40	12,50	основа	8,25	4,25
Примітка. Чисельник – вміст елементів в γ' -фазі; знаменник – вміст елементів в γ -фазі.						

Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що в сплаві ЖСЗДК-ВІ без ВТОР спостерігалася велика неоднорідність зміцнюючої γ' -фази за розмірами і геометричною формою, коли між великими різними за розмірами частинками γ' -фази розподілялися дрібні частинки γ' -фази, що мають нерівну геометричну форму. ВТОР сприятливо впливала на морфологію і просторовий розподіл γ' -фази, коли її частки придбали форму правильних кубоїдів, однорідних за розміром і рівномірно розподілених за перетином дендритів [153]. Для зразків сплаву ЖСЗДК-ВІ, виплавлених за серійною технологією, характерні великі поліедричні карбіди Me₆C і карбідні колонії типу «китайських ієрогліфів» (КІ). Несприятлива форма і низька термічна стабільність їх, що призводить до утворення голчастих карбідів Me₂₃C₆, представляли собою сильні концентратори напружень в металі та істотно знижували міцність і пластичність матеріалу.

Отримано експериментальні дані [127, 151-161] дозволили розглянути модель процесів, що протікають при ВТОР жароміцних нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і ЖСЗДК-ВІ. У рідкому металі не вище температури 1600 °C були присутні такі неметалеві включення, як нітрид (TiN, TaN) і карбонітриди

[Ti (C, N)], [Ta (C, N)]. Зі збільшенням температури розплаву вище 1600°C такі включення збагачувалися вуглецем, підвищувалася їх змочуваність металом і вони починали руйнуватися. При цьому в розплаві відбувалося утворення динамічних мікрогрупувань атомів типу [Ni₃ (Ti, Al)], [Ni₃ (Ta, Al)]. З ростом температури металу від 1600°C до 1800°C ці мікрогрупування збагачувалися титаном, танталом і алюмінієм, одночасно збіднюючись елементами, які зазвичай легують γ'-фазу (хром, кобальт).

При температурах близьких до 1800°C частки Ti(C,N), Ta(C,N) починали інтенсивно дробитися до розмірів менше 0,01 мкм. Такі частинки, по суті, ставали стаціонарними кластерами, які взаємодіючи з динамічними кластерами типу [Ni₃(Ti,Al)], [Ni₃(Ta,Al)], створювали комплекси Ti(C,N) · Ni₃(Ti,Al) або Ta(C,N) · Ni₃(Ta,Al). При температурах вище 1800°C в цих комплексах складова [Ni₃(Ti,Al)], [Ni₃(Ta,Al)] починала руйнуватися і відбувалася інтенсивна втрата азоту, а самі вони за складом наближалися до складу первинних карбідів MeC. Тривала витримка розплаву при температурах вище 1800°C призводила до зникнення оболонки з динамічних кластерів [Ni₃(Ti,Al)], [Ni₃(Ta,Al)] навколо мікрогрупувань Ti(C,N), Ta(C,N).

При охолодженні розплаву частина цих мікрогрупувань зберігалася і служила, в першу чергу, підкладками для утворення первинних карбідів MeC, в другу чергу – центрами кристалізації для γ-фази. Відсутність кінетичних труднощів для розвитку центрів кристалізації γ-фази в дендрити не призводило до переохолодження розплаву. В результаті утворювалася грубозерниста структура сплаву з рівно вісними карбідами. Зі зменшенням часу витримки при ВТОР частина мікрогрупувань Ti(C,N), Ta(C,N) не встигали втратити оболонки з динамічних кластерів, що блокувалися комплексами Ti(C,N) · Ni₃(Ti,Al) і Ta(C,N) · Ni₃(Ta,Al) розвиток зародків кристалів γ-фази і призводило до переохолодження розплаву.

Одночасно велика частина мікрогрупувань Ti(C,N), Ta(C,N) втрачали активно азот і перетворювалися, по суті, в TiC і TaC, що модифікували на останніх стадіях кристалізації розплав і служили підкладками для γ-фази. Все це сприяло диспергуванню дендритних осередків і всіх первинних виділень [151].

Механічні випробування показали, що в результаті ВТОР сплаву ЖСЗДК-ВІ за двома режимами (табл. 3.18) підвищилися незначно межа міцності, майже в 2 рази відносно подовження і на 67% тривала міцність.

Таблиця 3.18 – Механічні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ

Режим плавлення	Механічні властивості		Час до руйнування τ_{350}^{850} , ГОД.
	σ_b , МПа	δ , %	
ВІП при $t = 1600^\circ\text{C}$ (серійна технологія)	902	5,0	100
	940	6,1	140
	980	7,3	180
ВТОР при $t = 1850^\circ\text{C}$, витримка 20 хв.	809	12,3	50
	940	10,0	420
	1001	14,8	240
ВТОР при $t = 1850^\circ\text{C}$, витримка 10 хв.	1013	10,0	229
	1048	12,8	230
	1059	12,0	235
	1015	10,8	225
ОСТ 1.90126-85	≥ 950	$\geq 7,0$	≥ 50

Серед розглянутих двох режимів ВТОР більш стабільні результати за механічними властивостями і жароміцністю були отримані при температурі 1850°C і витримці при цій температурі 10 хв. Збільшення температури і часу витримки помітно знизило окремі результати і стабільність за межею міцності і тривалою міцністю (див. табл. 3.18).

Оптимальний режим ВТОР (температура 1850°C і витримка 8...10 хв.) перевірили на жароміцних нікелевих сплавах EI437 і ЖСЗЛС [155]. Якісний металографічний аналіз показав, що сплав EI437 є хромонікелевим твердим розчином, зміцненим карбідної і інтерметалідною γ' -фазами. Після проведення

ВТОР подрібнилася карбідна складова, відбулася її сфероїдизація і більш рівномірне розташування в металевій матриці. Помітно знизилася кількість і розміри карбонітрідів. При цьому збільшилися розміри аустенітних зерен, але відбулося істотне очищення їх меж.

У сплаві ЖСЗЛС, що представляє собою γ -твердий розчин, зміцнений γ' -фазою, з наявністю карбідів і карбонітрідів, після проведення ВТОР γ' -фаза стала більш однорідною, зменшилися розміри і кількість карбонітрідів, покращилася морфологія карбідів та їх розташування стало більш рівномірним [155].

Механічними випробуваннями встановлено, що зразки зі сплаву ЖСЗЛС, які піддавалися ВТОР, в порівнянні з серійними мали в 1,35 рази більше відносне видовження і в 1,3 рази більше відносне звуження (табл. 3.19). На сплав EI437 ВТОР мала більш істотний вплив; відносне видовження зразків збільшилася в 1,25 рази, відносне звуження в ~ 2 рази, а ударна в'язкість – в 2,85 рази [155]. При випробуваннях на тривалу міцність вплив ВТОР було більш помітним на зразках зі сплаву ЖСЗЛС (жароміцність збільшилася в 1,2 рази) (див.табл. 3.19).

Таблиця 3.19 - Механічні властивості і жароміцних сплавів EI437 і ЖСЗЛС

Марка сплаву	Технологія	Механічні властивості		Час до руйнування	
		σ_b , МПа	δ , %	τ_{300}^{750} , ГОД.	τ_{120}^{950} , ГОД.
EI437	серійна	734	11,3	477	-
	ВТОР	751	14,2	562	-
ЖСЗЛС	серійна	783	9,6	-	63
	ВТОР	858	13,1	-	183

Попередня високотемпературна обробка розплаву може також використовуватися як складова комплексних технологічних процесів отримання відповідальних виливків з жароміцних нікелевих сплавів [162-164]. Досліджено склад, структуру і властивості литих зразків з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманих із застосуванням попередньої високотемпературної

обробки розплаву (ВТОР), модифікування ультрадисперсними частинками карбонітриду титану $Ti[Ti(C,N)]$ і подальшого гарячого ізостатичного пресування (ГП) в різних комбінаціях. Дослідження проводили в порівнянні із зразками, отриманими за серійною технологією. Всі дослідні зразки піддавали гомогенізації при 1210 ± 10 °С протягом 4 годин у вакуумі. Вміст елементів в досліджуваних зразках, в основному, відповідає вимогам ОСТ 1.90126-85.

Встановлено [162-164], що проведення високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) сприяє деякому укрупненню макрозерна, а модифікування карбонітридними частинками $Ti(C,N)$ призводить до подрібнення зерна. Проведення операції гарячого ізостатичного пресування сприяє «заліковуванню» усадочних дефектів. У структурі досліджених лопаток після ГП мікропори і рихлоти практично відсутні. Механічні і жароміцні властивості, визначені на окремо відлитих пальчикових зразках (\varnothing 12 мм), що задовільняють і відповідають вимогам ОСТ 1.90126-85.

Найбільш сприятливе поєднання міцнісних і пластичних характеристик, а також тривалої міцності при температурі 850 °С і навантаженні 35 МПа/мм², що характеризується стабільністю результатів випробувань, отриманих на зразках які пройшли повний комплекс перерахованих технологічних операцій. Мікроструктура зразків, виготовлених за серійною технологією, а також після комплексу технологічних впливів, задовільна для сплаву ЖСЗДК-ВІ в нормально термообробленому стані. Проведення термочасової обробки розплаву при температурі 1850 °С протягом 5 хвилин і особливо модифікування карбонітриду титану сприяє дробленню карбідних пластин і рівномірному їх розподілу в обсязі металу.

3.4 Комбінований метод рафінування сплавів

Провели дослідження якості металу, отриманого зі зворотних відходів сплаву ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ переплавом на установці FM-1-2-100 фірми «ULVAC» в умовах АТ «Мотор Січ» з подальшим рафінуванням методом електронно-променевого переплаву (ЕПП) на ТОВ НВП «ЕЛТЕХМАШ» (м.Вінниця) [165, 166].

Хімічний склад досліджених зливок відповідає вимогам ТУ1-92-177-91.

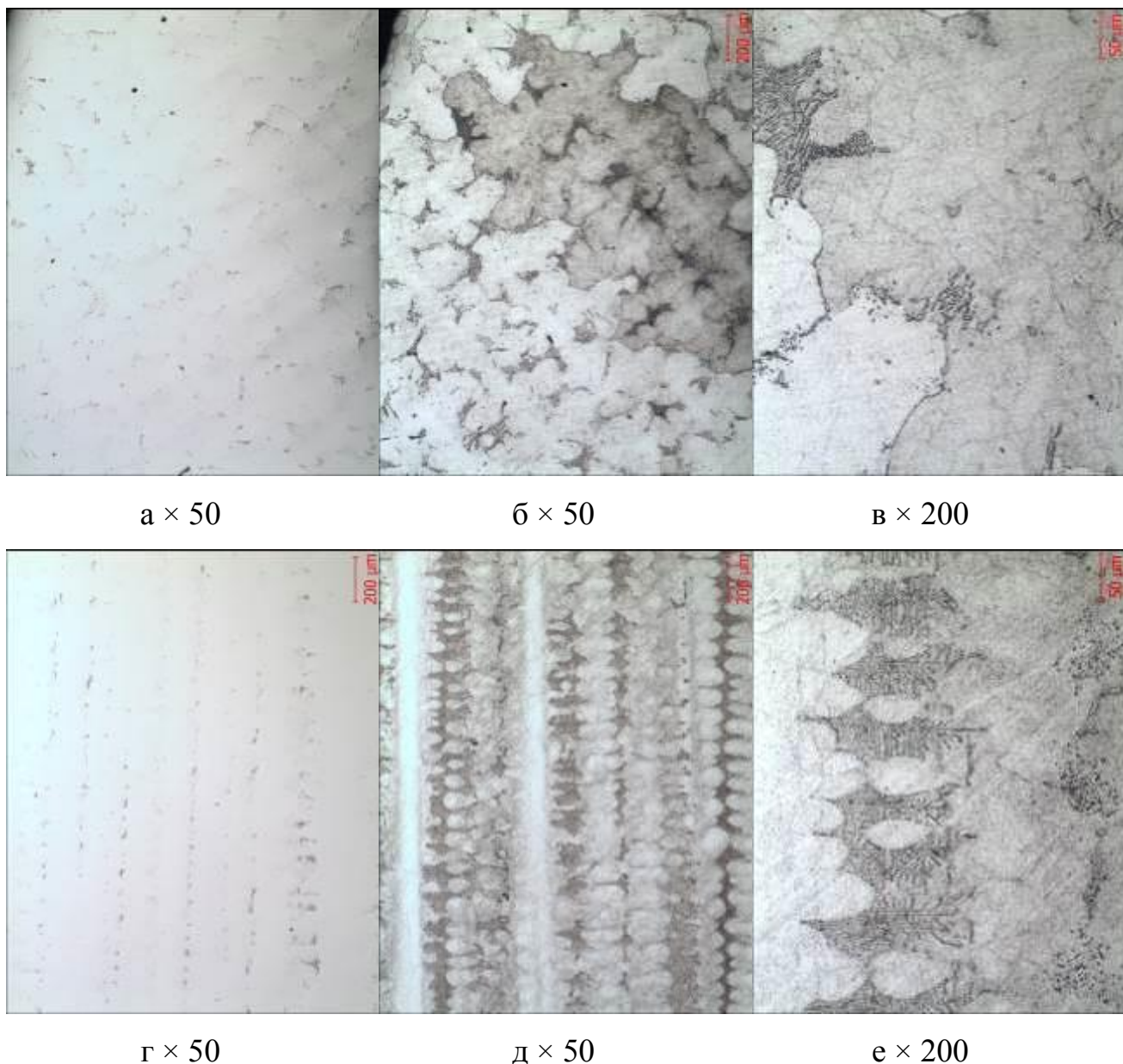
У матеріалі досліджуваних шихтових заготовок після електронно-променевого переплаву, а також в зразках, відлитих з даних заготовок, практично відсутні оксидні включення [165, 166].

Мікроструктура шихтових заготовок характерна для литого стану сплавів ЖС-26 і ЖС32-ВІ.

Мікроструктура матеріалу литих лопаток і зразків, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації зі зворотних відходів сплавів ЖС26-ВІ (рис. 3.28) і ЖС32-ВІ після рафінування методом ЕПП відповідає затвердженій «ВІАМ» шкалою мікроструктур для даних сплавів; слідів перегріву в процесі термообробки не виявлено.

Механічні і жароміцні властивості матеріалу литих лопаток і зразків, відлитих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з пруткової заготовки, отриманої з зворотних відходів сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ, рафінованих методом електронно-променевого переплаву (ЕПП), задовільні та відповідають вимогам відповідних ТУ [165, 166].

За даними сертифіката НПП «Елтехмаш» м. Винниця в результаті рафінування методом електронно-променевого переплаву відходів жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ вміст кремнію в ньому знижується приблизно в 3 рази (з 0,11...0,12 % до 0,04 %) [165], що особливо важливо для сплавів, що застосовуються для спрямованої кристалізації і монокристалічного литва.



а, б, в – перо робочої лопатки; г, д, е – хвостова частина робочої лопатки.

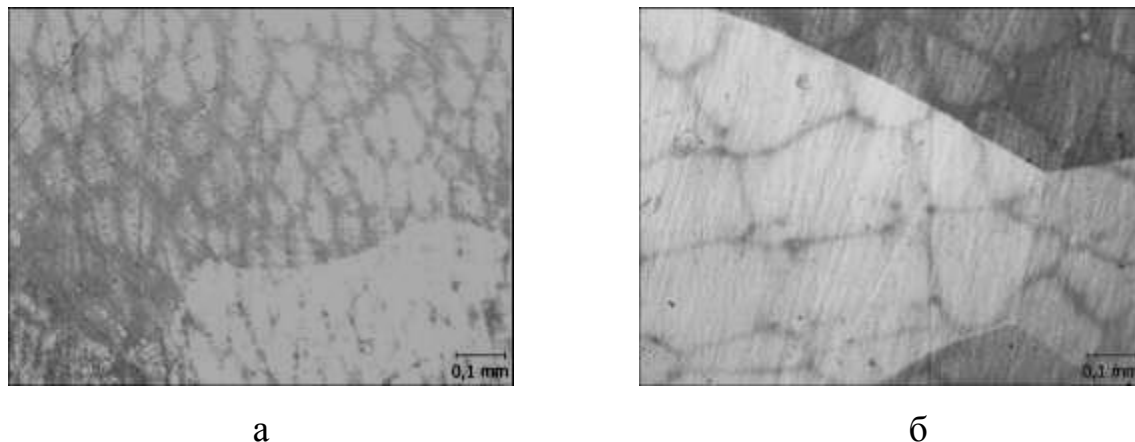
Рисунок 3.28 – Мікроструктура сплаву ЖС26-ВІ при високошвидкісній спрямованій кристалізації

Заготовки зі сплаву НВ-4, отримані методом електронно-променевого переплаву (ЕПП), як з первинних шихтових матеріалів, так і з 100% відходів сплаву, за хімічним складом відповідають вимогам ТУ1-92-112-87 [167].

Мікропористість в заготовках незначна. Усадкова рихлота по висоті заготовок не знайдена.

Мікроструктура досліджених темплетів після електронно-променевого

переплаву свіжих матеріалів, 100% звороту і серійно застосовуваного сплаву НВ-4 аналогічна (рис. 3.29), являє собою γ -твердий розчин [167]. Дефекти не виявлені.



а – електронно-прменевий переплав 100 % звороту; б – серійний сплав.

Рисунок 3.29 – Мікроструктура досліджених темплетів сплаву НВ-4, $\times 500$

Таким чином, виливки затравочних пластин, виготовлені методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з матеріалу дослідних зливків сплаву НВ-4, отриманих електронно-променевим переплавом, в тому числі з 100% відходів, можуть бути рекомендовані для виготовлення затравок, що застосовуються при литті монокристалічних виробів для авіаційного машинобудування [167].

З дослідних зливків сплаву НВ-4, отриманих зі 100% звороту методом електронно-променевого переплаву, за серійною технологією були виготовлені затравки для монокристалічного литва.

Рентгеноструктурним контролем на аналізаторі ДРОН-6 встановлено, що 30,98% отриманих затравок мають кут КГО до 5° .

З використанням дослідних затравок методом високошвидкісної спрямованої кристалізації відлили 204 монокристалічні лопатки. Вихід придатного литва по макроструктуру склав 93%.

Визнане ефективне рафінування металів і сплавів високотемпературними процесами в вакуумі було використано для вивчення впливу поєднаної

індукційної та електронно-променевої плавки на якісні показники жароміцних нікелевих сплавів [140, 168, 169]. Спільно з Фізико-технологічним інститутом металів і сплавів (ФТІМС) НАН України поєднаним вакуумно-індукційним (ВІП) і електронно-променевим (ЕПП) переплавом (див. розділ 2) з механічно очищених ливарних відходів (ливники, додатки) жароміцних нікелевих сплавів ЖС26, ЖС32 і ЖСЗДК були отримані стандартні пальчикові зразки діаметром 12 мм і виливки діаметром 90 мм методом рівновісної кристалізації. При цьому потужності ВІП перебувала в межах 60...70 кВт, а ЕПП – 12...18 кВт.

За висотою та перетином виливків діаметром 90 мм сплавів, що досліджувалися визначено хімічний склад і вміст газів для порівняння їх з серійною плавкою. Вміст основних елементів за висотою виливків було практично однаковим, відповідало вимогам ТУ, за виключенням свинцю, заліза, кисню, азоту, масова частка яких у верхній частині виливків була більш високою (табл. 3.20). За контуром всіх дослідних виливків ВІП + ЕПП був гарнісаж товщиною не більше 5 мм, який виступав над верхом виливка у вигляді «корони» (рис. 3.30). Хімічний склад гарнісажу, в основному, відповідав вимогам ТУ (табл. 3.21). Слід зазначити занижений вміст ренію в гарнісажі зі сплаву ЖС32.



Рисунок 3.30 – Зовнішній вид гарнісажного шару над верхньою частиною зливку ВІП+ЕПП

Таблиця 3.20 – Хімічний склад нікелевих сплавів, отриманих за різноманітними технологіями виплавки

Марка сплаву	Особливості технології	Місце відбору проб	Масова частка елементів, %							
			C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb
ЖС26	Серійна	Верхня частина	0,16	5,01	9,00	11,4	0,99	5,96	1,01	1,61
		Середня частина	0,15	4,94	8,75	11,3	1,01	5,95	1,00	1,59
		Нижня частина	0,15	5,03	8,90	11,3	1,01	5,95	1,01	1,57
	ВІП(70 кВт)+ЕПП (12 кВт, 14 хв.)	Верхня частина	0,16	5,02	9,00	11,3	1,00	5,91	1,00	1,58
		Нижня частина	0,15	5,09	8,80	11,3	1,01	5,96	1,01	1,61
	ВІП(70 кВт)+ЕПП (15 кВт, 12 хв.)	Верхня частина	0,16	4,98	9,10	11,2	1,02	5,98	1,04	1,66
		Середня частина	0,16	5,09	9,05	11,2	0,99	5,94	1,01	1,68
		Нижня частина	0,16	4,98	9,00	11,1	0,98	5,90	0,99	1,63
	ЖС32	ВІП(60 кВт)+ЕПП (16...18 кВт, 14 хв.)	Верхня частина	0,16	4,56	9,38	8,94	1,15	5,63	-
Середня частина			0,15	4,55	9,30	9,00	1,15	5,63	-	1,53
Нижня частина			0,15	4,55	9,30	9,02	1,15	5,75	-	1,53
ЖСЗДК	Серійна	Верхня частина	0,10	11,67	9,64	4,51	4,25	4,42	2,86	-
		Середня частина	0,09	12,19	9,12	4,68	4,45	4,48	3,10	-
		Нижня частина	0,09	11,30	9,12	4,55	4,00	4,30	2,85	-
	ВІП+ЕПП	Верхня частина	0,10	12,19	9,39	4,46	4,27	4,78	2,87	-
		Середня частина	0,10	12,01	9,36	4,50	4,24	4,71	2,84	-
		Нижня частина	0,10	11,89	9,33	4,53	4,21	4,67	2,83	-

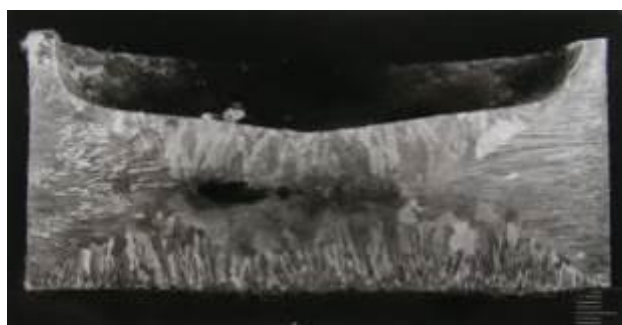
Кінець таблиці 3.20

Марка сплаву	Особливості технології	Місце відбору проб	Масова частка елементів, %						
			Ta	Re	V	Fe·10 ⁻²	Pb·10 ⁻⁵	O·10 ⁻⁴	N·10 ⁻⁴
ЖС26	серійна	Верхня частина	-	-	1,01	20	23	25,6	8,5
		Середня частина	-	-	0,92	30	22	11,1	6,5
		Нижня частина	-	-	0,98	20	17	7,8	4,8
	ВІП(70 кВт)+ЕПП (12 кВт, 14 хв.)	Верхня частина	-	-	0,98	25	23	27,2	8,5
		Нижня частина	-	-	0,93	28	19	8,2	6,6
	ВІП(70 кВт)+ЕПП (15 кВт, 12 хв.)	Верхня частина	-	-	0,99	9	20	10,2	6,4
		Середня частина	-	-	1,00	9	19	9,0	7,2
Нижня частина		-	-	0,96	8	19	25,8	7,3	
ЖС32	ВІП(60 кВт)+ЕПП (16...18 кВт, 14 хв.)	Верхня частина	3,56	3,50	-	14	30	47,9	10,5
		Середня частина	3,54	3,50	-	15	17	8,1	8,2
		Нижня частина	3,56	3,50	-	18	11	26,9	7,4
ЖСЗДК	серійна	Верхня частина	-	-	-	30	-	28,9	35,4
		Середня частина	-	-	-	31	10	20,8	35,9
		Нижня частина	-	-	-	29	-	22,3	35,5
	ВІП+ЕПП	Верхня частина	-	-	-	20	-	24,8	36,6
		Середня частина	-	-	-	20	8	-	-
		Нижня частина	-	-	-	20	-	19,5	37,5
Примітка. Масова частка сірки не перевищувала 0,004 %; фосфору – 0,002 %; вісмуту – 0,0001 %.									

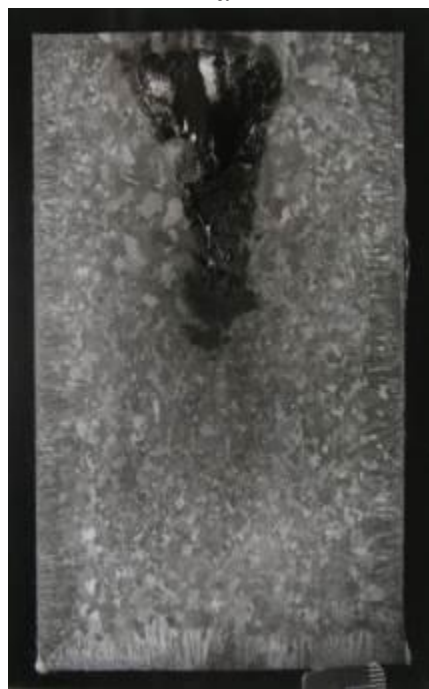
Таблиця 3.21 – Хімічний склад гарнісажу дослідних зливків ВІП+ЕІІІ

Марка сплаву	Масова частка елементів, %										
	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	Re	V	Fe
ЖС26	4,90	9,35	11,6	1,00	6,0	1,0	1,6	-	-	0,95	0,10
ЖС32	4,47	8,80	8,90	1,15	5,6	-	1,5	3,5	3,45	-	0,11

Макроструктуру отриманих виливків оцінювали на поздовжніх протравлених (реактив 80% HCl; 20% H₂O) темплетях (рис. 3.31). Визначали розміри усадочної раковини, центральної пористості, макрозерна і величину коркової, стовпчастої та рівновісної зон макрокристалів (табл. 3.22).



а



б

а – сплав ЖС26; б – сплав ЖС32.

Рисунок 3.31 – Макроструктура виливків ВІП + ЕІІІ, $\times 0,5$

Таблиця 3.22 – Оцінка макроструктури виливків діаметром 90 мм з нікелевих сплавів, виплавлених за різними технологіями

Марка сплаву	Особливості технології	Глибина усадочної раковини, мм	Глибина центр. пористості, мм	Зона підіркових кристалів, мм	Зона рівновісних кристалів, мм	Зона стовпчастих кристалів, мм	Розмір мікрозерна, мм
ЖС26	Серійна	40	75	2,0...3,0	40	15...25	2...8
	ВІП+ЕПІ (12 кВт, 14 хв.)	16	-	1,5...2,0	35	12...15	2...7
	ВІП+ЕПІ (15 кВт, 12 хв.)	32	63	0,5	84	3...3,5	0,05...0,2
ЖС32	ВІП+ЕПІ (17 кВт, 14 хв.)	38	63	0,8...1,0	70	8...10	0,75...3,5
ЖСЗДК	Серійна	80	70	1,0...3,0	58...72	4...9	0,5...4,0
	ВІП+ЕПІ	25	18	0,8...1,0	55...65	11,7...16,5	0,5...1,8

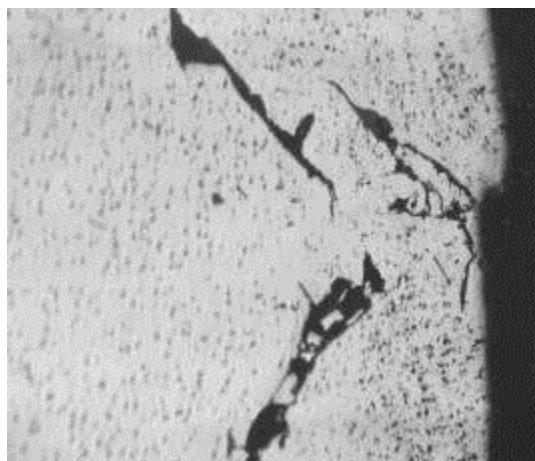
Технологія ВІП + ЕПІ дозволила помітно зменшити глибини усадочної раковини і центральної пористості в порівнянні з серійною виплавою (див. табл. 3.22). Параметри технології (потужність, час) ВІП + ЕПІ істотно впливали на ширину зон стовпчастих і рівновісних кристалів, знижуючи у всіх випадках максимальний розмір макроструктури і забезпечуючи цим більш однорідну макроструктуру (див. табл. 3.22). При цьому розмір макроструктури зменшувався від верхньої частини виливків до нижньої.

У виливках ВП + ЕПП всіх сплавів плівки, шлакові включення та інші грубі неметалеві включення спостерігалися переважно у верхній частині виливків (рис. 3.32). Необхідно відзначити, що забрудненість виливків, отриманих за серійною технологією ВП, за плівками та шлаковими включеннями була помітно вищою в порівнянні з дослідним металом. У виливках серійної технології розміри шлакових включень досягали 500 мкм і спільно з плівками залягали на глибині до 9 мм (рис. 3.33). Вимірювання показали, що в дослідних виливках ВП + ЕПП, в порівнянні з серійними, глибина залягання забруднень була в 3 рази та більше меншою а самі вони перебували тільки у верхній частині.

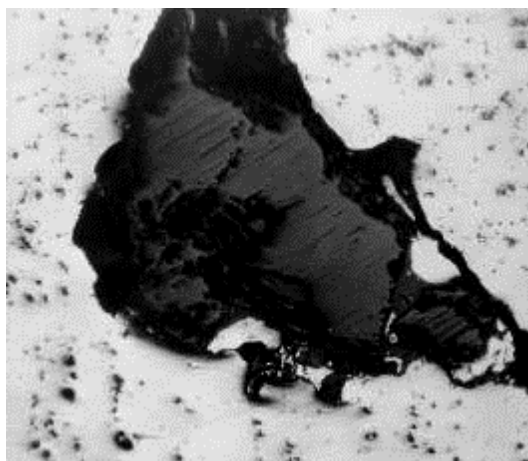
У виливках серійного і дослідних варіантів виплавки досліджуваних сплавів оцінювали такі структурні складові як відстань між осями дендритів другого порядку, розміри евтектики $\gamma-\gamma'$, одиничних і груп карбідів (табл. 3.23). Поєднаний процес ВП + ЕПП в порівнянні з серійним ВП забезпечив подрібнення структурних складових виливків, особливо в нижній частині (див. табл. 3.23). Спостерігається зменшення розмірів карбідів і евтектики $\gamma-\gamma'$ від центру до краю виливків [168, 169].

На виливках зі сплаву ЖС26 помічено, що з пониженням потужності електронного променя дендритна структура, евтектика $\gamma-\gamma'$ і поодинокі карбіди стають більш дисперсними. Вимірами мікротвердості структурних складових за висотою і перетином зливків різних варіантів виплавки (табл. 3.24) встановили, що поєднана технологія ВП + ЕПП дозволила отримати в виливках сплавів ЖС26 і ЖС32 більш однорідну мікротвердість, що свідчить про менший розвиток осьової ліквациї, особливо в середній частині виливків. Мікротвердість осей дендритів зменшувалася від центральних до крайових зон виливків [168, 169].

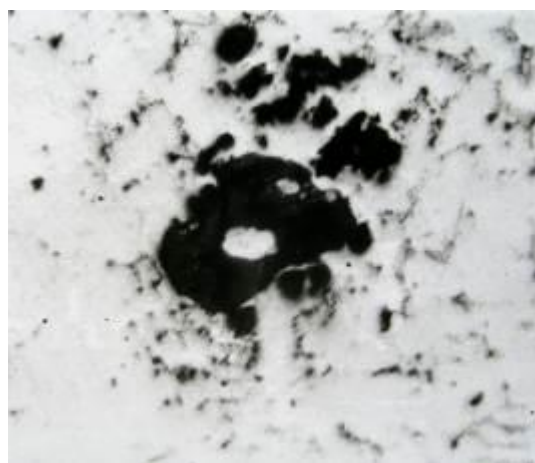
Евтектика $\gamma-\gamma'$, в переважній більшості випадків, мала вищу мікротвердість в порівнянні з осями дендритів. Слід зазначити, що зменшення потужності електронного променя при виплавці виливків зі сплаву ЖС26 підвищило мікротвердість структурних складових (див.табл. 3.24).



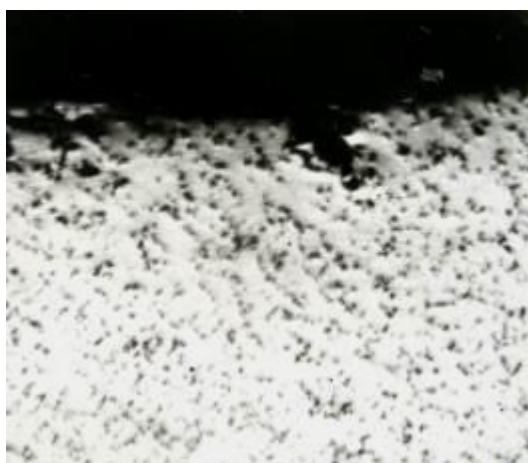
а × 100



б × 100



в × 50



г × 50

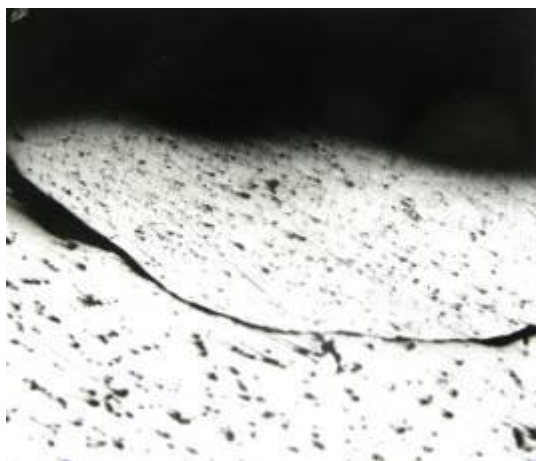


д × 50

а, б – сплав ЖСЗДК; в, г – сплав ЖС26; д – сплав ЖС32.

а, в, д – плівки; б, г – шлакові і масивні неметалеві включення.

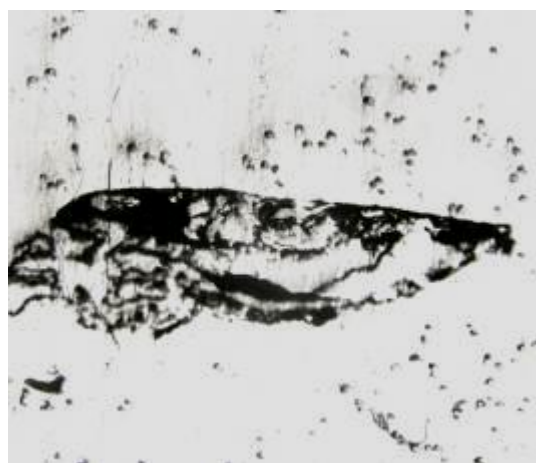
Рисунок 3.32 – Макроструктура виливків ВІП + ЕІП



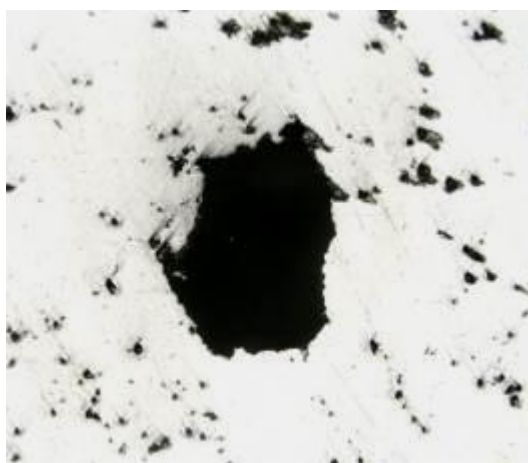
а × 100



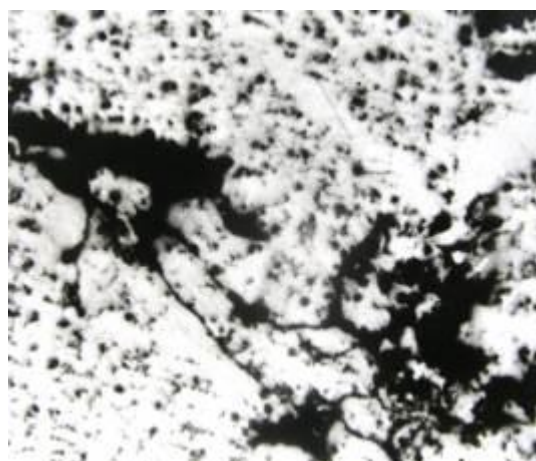
б × 200



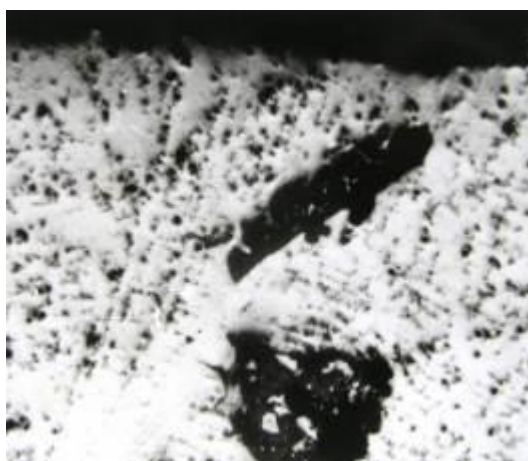
в × 200



г × 200



д × 50



е × 50

а, б, в, г – сплав ЖСЗДК; д, е – сплав ЖС26.

а, б, д, е – верхня частина виливка; в, г – нижня частина виливка.

Рисунок 3.33 – Шлакові включення і плівки у виливках

Таблиця 3.23 – Структурні складові в зливках нікелевих сплавів

Марка сплаву	Особливості технології	Місце відбору проб	Відстань між осями дендритів 2 ^{го} порядку, мкм		Розмір евтектики γ - γ' , мкм		Розмір одиничних карбідів, мкм		Розмір карбідних сегрегацій мкм
			край	центр	край	центр	край	центр	
ЖС26	серійна	Верхня частина	20...30	30...55	5...8	8...26	1...5	2...7	100 × 60
		Середня частина	25...30	60...65	6...8	8...30	1...4	2...7	100 × 50
		Нижня частина	12...15	30...35	5...6	6...12	1...3	1...5	25 × 20
	ВІП+ЕІП (12 кВт, 14 хв)	Верхня частина	12...20	30...35	3...5	7...15	1...3	1...8	-
		Нижня частина	10...15	40...50	3...4	4...15	0,5...1	0,5...1	-
	ВІП+ЕІП (15 кВт, 12 хв)	Верхня частина	25...30	35...100	4...8	5...40	1...4	2...12	250 × 100
		Середня частина	10...12	70...85	2...8	8...60	0,5...2	2...12	250 × 100
Нижня частина		8...12	60...75	2...8	8...50	0,5...2	1...7	100 × 50	
ЖС32	ВІП+ЕІП (~17 кВт, 14 хв)	Верхня частина	12...22	35...45	4...16	6...50	0,5...4	2...8	80 × 40
		Середня частина	15...25	45...70	4...16	6...60	1...4	2...8	260 × 100
		Нижня частина	10...15	30...40	4...15	6...50	1...4	2...4	50 × 60
ЖСЗДК	серійна	Верхня частина	45	65	-	-	2...4	3...6	-
		Середня частина	45	50	-	-	2...4	2...6	-
	ВІП+ЕІП	Нижня частина	25	40	-	-	1...2	1...4	-
		Верхня частина	25	30	-	-	1...2	1...3	-

Таблиця 3.24 – Мікротвердість структурних складових зливків нікелевих сплавів, які отримано за різноманітними технологіями

Марка сплаву	Особливості технології	Місце відбору проб	Мікротвердість, HV , МПа		
			Вісь дендритів		Евтектика γ - γ'
			крайова зона	центральна зона	
ЖС26	Серійна	Верхня частина	4868...5570	4663...5570	4868...5839
		Середня частина	4868...5086	4868...5320	5570
		Нижня частина	4868	4868...5086	5570
	ВІП+ЕПП (12 кВт, 14 хв.)	Верхня частина	5086...6450	5570...6127	6772
		Нижня частина	5320...6450	5086...5320	6450
	ВІП+ЕПП (15 кВт, 12 хв.)	Верхня частина	4470...5570	4868...6450	6127...8910
		Середня частина	4290...4470	4868...5570	4663...5086
		Нижня частина	4290...5570	4663...5839	4470...6450
	ЖС32	ВІП+ЕПП (~17 кВт, 14 хв.)	Верхня частина	4470...5570	5570
Середня частина			4470...5086	5570	4868...5086
Нижня частина			4868...5570	6127...6450	5570...6450

Таким чином [168, 169], поєднаний процес ВІП + ЕПП переплавки ливарних відходів жароміцних нікелевих сплавів в порівнянні з серійною технологією ВІП краще очищає метал від шкідливих домішок (залізо, свинець, кисень), дозволяє отримувати вилівки (шихтову заготовку) з меншою усадочною раковиною і пористістю, з рівномірним розподілом і більш дисперсними структурними складовими, з меншим розвитком ліквацийних процесів. Змінюючи потужність електронного променя можна підвищувати ефективність рафінування ливарних відходів. При цьому на відміну від ВТОР, процес ВІП + ЕПП не вимагає спеціальних вогнетривів для плавильного тигля, системи напуску інертного газу і його самого.

3.5 Висновки

1. В поверхневих зонах ливарних відходів (ливники, додатки, ливникові чаші, брак виливків) жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ виявили зміну стандартного складу за рядом елементів, пригару товщиною $\sim 0,075$ мм. Розроблена технологія очищення поверхневих зон ливарних відходів що включає дробеструйну обробку з наступним обдуванням електрокорундом і травленням в реактиві ($390 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HNO}_3$; $380 \text{ см}^3 / \text{дм}^3 \text{ HCl}$ і $99 \text{ см}^3 / \text{дм}^3 \text{ HF}$) при температурі 25°C протягом 0,5 години.

2. Спрямована кристалізація нікелевих сплавів у порівнянні з об'ємною забезпечувала очищення сплаву від таких шкідливих домішок як кисень, азот, залізо, свинець, а також від нітридних, карбонітридних, оксидних включень.

3. Спрямована кристалізація тонкостінних виливків (лопаток) зі сплавів ЖС32-ВІ, ЖС26-ВІ, ВЖЛ12У-ВІ в умовах знижених температур (не більше 1455°C) на установці ПМП-4М не забезпечувала очищення металу від оксидних плівок, шлакових включень та необхідної щільності структури. Аналогічні умови кристалізації товстостінних виливків (виливки діаметром 80 мм) з цих сплавів дозволили отримати метал без дефектів.

4. Низькотемпературне вакуумне переплавлення ливарних відходів нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ на установці ПМП-4М дозволяє звести до мінімуму угар активних дорогих легувальних (тантал, реній, ніобій і т.п.). Присутність великої маси вуглецевих матеріалів в робочому просторі установки під час рафінування розплаву пригнічує окислювальний потенціал натікання в плавильну камеру адсорбованих і атмосферних газів. Виливки зі сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ мали щільну однорідну макроструктуру. Поверхневий шар виливків, збагачений кремнієм, і їх верхня частина товщиною до 6 мм видаляється при підготовці до плавки отриманої шихтової заготовки.

5. При вивченні впливу температурного градієнта на фронт кристалізації виливків з нікелевих сплавів в умовах ВСК встановили, що підвищення швидкості

кристалізації в сплаві галію з індієм забезпечували плаский фронт кристалізації і знижували ймовірність утворення структурних дефектів. Останнє позитивно позначалося на тріщиностійкості виливків і помітно підвищувало їх властивості.

6. При високотемпературній обробці розплаву з відходів ряду нікелевих сплавів відбувався угар практично всіх легувальних елементів, особливо зі збільшенням тривалості витримки. Вміст азоту в сплавах істотно знижувався. Помітно поліпшувалася однорідність розплаву, що дозволяло починатися кристалізації металу при більшому переохолодженні, забезпечувало подрібнення структурних складових, знижувало розвиток ліквіційних процесів і суттєво покращувало властивості виливків.

7. Розглянуто кластерний механізм поведінки мікрогрупвань $Ti(C,N) \cdot Ni_3$ (Ti,Al) і їм подібних в умовах підвищення температур ВТОР, коли при температурах вище $1800^\circ C$ ці мікрогрупвань починали дробитися і руйнуватися, інтенсивно втрачаючи азот, і за складом наближатися до карбідів. Зі зменшенням часу витримки при ВТОР мікрогрупвання не встигали втратити оболонки з динамічних кластерів, що блокувало розвиток зародків кристалів γ -фази і призводило до переохолодження розплаву.

8. Комбінований метод рафінування ливарних відходів сплавів ЖС26 і ЖС32 (ВП + ЕПП) дозволив отримати шихтових заготовку без угару активних легувальних елементів, зі щільною й однорідною структурою, з незначним розвитком ліквіційних і усадочних процесів. Встановлено, що змінюючи потужність електронного променя можна підвищувати ефективність рафінування ливарних відходів. При цьому, на відміну від ВТОР, процес ВП + ЕПП не вимагає спеціальних вогнетривів для плавильного тигля, системи напуску інертного газу і його самого.

РОЗДІЛ 4

ПРОМИСЛОВЕ ВПРОВАДЖЕННЯ

4.1 Виготовлення лопаток з використанням технологічного звороту

В умовах АТ «Мотор Січ» розроблено та впроваджено в серійне виробництво технічні умови на виготовлення робочих лопаток, що відливаються методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з використанням затравки зі сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ з використанням $50 \pm 5\%$ технологічного звороту. При цьому використовується технологічний зворот сплавів (додатки, чаші, забраковані виливки) тільки першого переплаву вихідного сплаву. Чаші з усадочною раковиною розрізали навпіл уздовж осі по глибині раковини. Зворот з глибокими «кишенями», що затрудняють видалення залишків керамічних форм, розрізають уздовж довжини кишень по ширині. Із забракованих виливків видаляються стрижні (при їх наявності) з наступним промиванням внутрішньої порожнини на гідродинамічній установці. Всі виливки лопаток піддаються контролю рентгенівським просвічуванням на наявність залишків кераміки у внутрішній порожнині. Залишки кераміки не допускаються. Поверхня звороту галтуванням або дробеструменевим методом зачищається від залишків оболонки та зачищається від сміття.

Кожен шматок звороту перевіряється на стилоскопі СЛ-11 на відповідність сплавів ЖС26-ВІ або ЖС32-ВІ. На кожному шматку звороту наноситься відповідна кількість зарізів вулканіту. Провели аналіз виробничих даних за якісними показниками виливків з жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з використанням шихти, що складається з 50 % з первинного робочого сплаву і на 50 % з технологічного звороту. Після розплавлення шихти в магнетитових тиглях установки УВСК-8П метал нагрівали до температури 1600...1620 °С, витримували його протягом 8...10 хвилин і заливали в керамічні форми, отримані за виплавленими моделями, попередньо нагріті до 1580...1600 °С. Залиті форми

для отримання литих пальчикових зразків діаметром 15 мм зі швидкістю 10 мм/хв з печі підігріву форм опускали у ванну рідкометалевого алюмінієвого кристалізатора спочатку розігрітого до температури 800...850 °С. Хімічний склад, середні показники механічних властивостей і жароміцності, дослідних зразків зі спрямованою кристалізацією, відповідали вимогам, що пред'являються відповідними технічними умовами (табл. 4.1).

Таблиця 4.1 – Механічні властивості і тривала міцність дослідних зразків діаметром 15 мм із сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ зі спрямованою макроструктурою, які виплавлено з використанням 50 % технологічного звороту

Сплав	Зразок	Механічні властивості		Час до руйнування		
		σ_B , МПа	δ , %	Навантаження, МПа	t , °С	τ , час
ЖС26-ВІ	1	1169	12,0	260	975	78,6
	2	783	9,6			86,3
	3	1086	8,6			40,0
	Середнє	1013	10,1			68,3
	Згідно ТУ	> 830	> 3,0			> 40,0
ЖС32-ВІ	1	1056	6,0	280	1000	63,2
	2	975	6,0			69,2
	3	1149	6,6			61,0
	4	1189	8,8			75,4
	Середнє	1092	6,9			67,2
	Згідно ТУ	> 850	> 5,0			> 40,0

4.2 Виробництво жароміцних нікелевих сплавів з використанням технологічного звороту

4.2.1 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту

На базі АТ «Мотор Січ» проведено комплекс робіт з освоєння технології власного виробництва жароміцних нікелевих сплавів з використанням ливарного звороту для подальшого виготовлення литих лопаток газотурбінних двигунів [170]. У вакуумній плавильній установці «ULVAC» FM-1-2-100 була проведена плавка шихти, що складається зі свіжих матеріалів і приблизно 80 % технологічного звороту ЖС6К-ВІ.

На дно печі завантажили чисті метали і 2/3 частини навішування звороту. Зробили відкачування вакууму, провели прогрівання та розплавлення металеві шихти, після чого в тигель ввели решту звороту та навіску алюмінію. Після розплавлення металеві шихти при температурі 1500 °С ввели навіску вуглецю, розігріли розплав до 1600 °С і витримали при цій температурі протягом 15 хвилин. Після відбору проби і проведення хімічного аналізу в метал ввели лігатури, що містять церій і бор і залили його в виливниці через керамічні чаші з дірчастими електрокорундовими фільтрами.

Отримані зливки діаметром 85 мм були щільними з чистою поверхнею. У верхній частині знаходилася зосереджена усадочна раковина. Дослідження якості отриманого металу показало, що за хімічним складом сплав відповідав вимогам технічної документації, а за неметалевими включеннями був чистішим за імпортований сплав. На установці УППФ-3М за серійною технологією були виготовлені пальчикові зразки діаметром 12 мм. Один блок залили 100 % металом отриманого дослідного вилівка, а інший із застосуванням 50% технологічного звороту і 50 % дослідного вилівка сплаву ЖС6К-ВІ.

Механічні та жароміцні властивості отриманих зразків сплаву ЖС6К-ВІ після стандартної термічної обробки відповідали вимогам ОСТ 1 90126-85. Таким

чином, якість матеріалу дослідного виливка сплаву ЖС6К-ВІ повністю відповідає вимогам технічної документації. За результатами проведених робіт розроблена технологічна інструкція та налагоджено серійне виробництво сплаву на АТ «Мотор Січ».

4.2.2 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗЛС-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту

На установці ULVAC FM1-2-100 із застосуванням високотемпературної обробки розплаву (ВТОР), з використанням при заливці в кокіль фільтра була отримана пруткова заготовка діаметром 105 мм зі зворотних відходів сплаву ЖСЗЛС-ВІ. Поверхню ливарних чаш очищали методом електролітичного плазмового полірування з подальшим обдуванням електрокорундом.

При візуальному огляді на поверхні заготовки, що надійшла неслітїни, плівки та інші дефекти у вигляді забруднень металу, не виявлені. Хімічний склад дослідженої заготовки задовільний та відповідає вимогам ОСТ 1.90127-85 (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 - Хімічний склад дослідженої заготовки зі сплаву ЖСЗЛС-ВІ, отриманої зі зворотних відходів

Місце відбору проб	Вміст елементів, %					
	C	Cr	Co	W	Al	Ti
Верхня частина	0,08	16,92	4,46	3,70	2,53	2,74
Середня частина	0,07	16,72	4,45	3,59	2,49	2,84
Нижня частина	0,07	16,66	4,52	3,74	2,55	2,70
ОСТ 1.90127-85	0,06-0,12	15,0-18,0	4,0-5,0	3,0-4,5	2,4-3,0	2,4-3,0

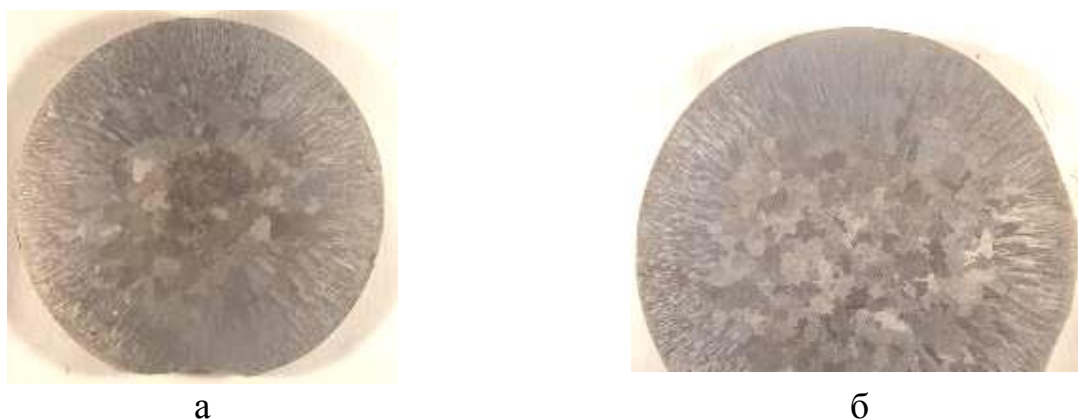
Кінець таблиці 4.2

Місце відбору проб	Вміст елементів, %					
	Mo	Fe	Si	Mn	S	P
Верхня частина	3,37	<2,0	<0,6	<0,6	0,004	0,005
Середня частина	3,37	<2,0	<0,6	<0,6	0,004	0,005
Нижня частина	3,39	<2,0	<0,6	<0,6	0,004	0,004
ОСТ 1.90127-85	3,0-4,5	$\leq 2,0$	$\leq 0,6$	$\leq 0,6$	$\leq 0,015$	$\leq 0,015$

Вміст основних елементів знаходився приблизно на одному рівні в різних зонах за висотою заготовки. На рис. 4.1 представлена макроструктура в осьовому перерізі верхньої частини заготовки; а на рис. 4.2 – в поперечному перерізі середньої та нижньої частин, відповідно.



Рисунок 4.1 – Макроструктура в осьовому перерізі верхньої частини пруткової заготовки Ø 105 мм зі сплаву ЖСЗЛС-ВІ, $\times 0,5$



а – середня частина; б – нижня частина.

Рисунок 4.2 – Макроструктура в поперечному перерізі верхньої частини пруткової заготовки Ø 105 мм зі сплаву ЖСЗЛС-ВІ, $\times 0,5$

У структурі заготовки-виливки спостерігаються кристалізаційні зони дрібних підкіркових, стовпчастих і рівновісних кристалів. У центральній зоні макротемплетів виявлено осьову усадочну рихлоту. Аналіз макроструктури показав, що кристалізаційні макропараметри за висотою заготовки приблизно однакові (табл. 4.3).

Таблиця 4.3 - Параметри макроструктури заготовки-виливки Ø 105 мм, отриманої зі звороту сплаву ЖСЗЛС-ВІ

Місце заміру	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір усадкової раковини, мм	Розмір зони центральної пористості, мм	Розмір макрозерна, мм
	мільких підкоркових кристалів	стовпчастих кристалів	рівновісних кристалів			
Верхня частина	2...3	22...25	55...61	73×77	-	3...5
Середня частина	2...3	19...21	63...67	-	до Ø 30	3...8
Нижня частина	2...3	17...20	65...71	-	-	3...7

При металографічному дослідженні у верхній частині заготовки виявлено грубі забруднення металу у вигляді плівок, шлакових включень та їх скупчень. Глибина їх залягання становить ~ 2 мм від верху заготовки. На поверхні досліджуваної заготовки плівкові і шлакові забруднення металу практично відсутні. Рідко зустрічаються окремі, поодинокі окисні включення розміром до 40мкм, які виявлено в середній та нижній частині заготовки. Мікроструктурою матеріалу досліджуваної заготовки є γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ -фази, карбідів і карбонітридів, що відповідає литому станом сплаву ЖСЗЛС-ВІ.

Механічні та жароміцні властивості, що досліджувалися на термооброблених пальчикових зразках діаметром 12 мм, відлитих методом рівновісної кристалізації з матеріалу пруткової заготовки діаметром 105 мм, отриманої зі зворотних відходів відповідають вимогам ОСТ 1.90127-85.

4.2.3 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ з використанням в шихті власного технологічного звороту

У печі ULVAC FM1-2-100 із застосуванням високотемпературної обробки розплаву з зворотних відходів сплаву ЖС26-ВІ виготовили пруткові заготівлі діаметром 85 мм. Поверхню ливарних чаш очищували методом електролітичного плазмового полірування з подальшим обдуванням електрокорундом. Заливання металу в кокіль проводили за двома варіантами: звичайним способом і з використанням керамічного фільтра. Хімічний склад заготовок, залитих як з фільтром, так і без фільтра, задовільний і відповідає вимогам ТУ (табл. 4.4). У структурі заготовки-виливки спостерігаються кристалізаційні зони дрібних підкіркових, стовпчастих і рівновісних кристалів (рис 4.3). У центральній зоні макротемплетів обох плавів виявлена осьова усадкова рихлота, що розповсюджується практично за всією висотою заготовок. Аналіз макроструктури отриманих виливків показав, що їх кристалізаційні макропараметри (при заливанні розплаву як з використанням фільтра, так і без) приблизно однакові (табл. 4.5).

При металографічному дослідженні в крайовій і центральній зонах заготовки, відливої без використання фільтра, виявлені грубі забруднення металу у вигляді плівок, шлакових включень та їх скупчень. Найбільш забрудненою є верхня частина прутка; найменша кількість забруднень спостерігалася в нижній його частині. Розмір шлакових включень досягав 0,8 мм. У прутковій заготовці, залитій через фільтр, забруднення металу не виявлено. У верхній частині на поверхні заготовки виявлено плівки, що проникали на глибину до 0,3 мм.

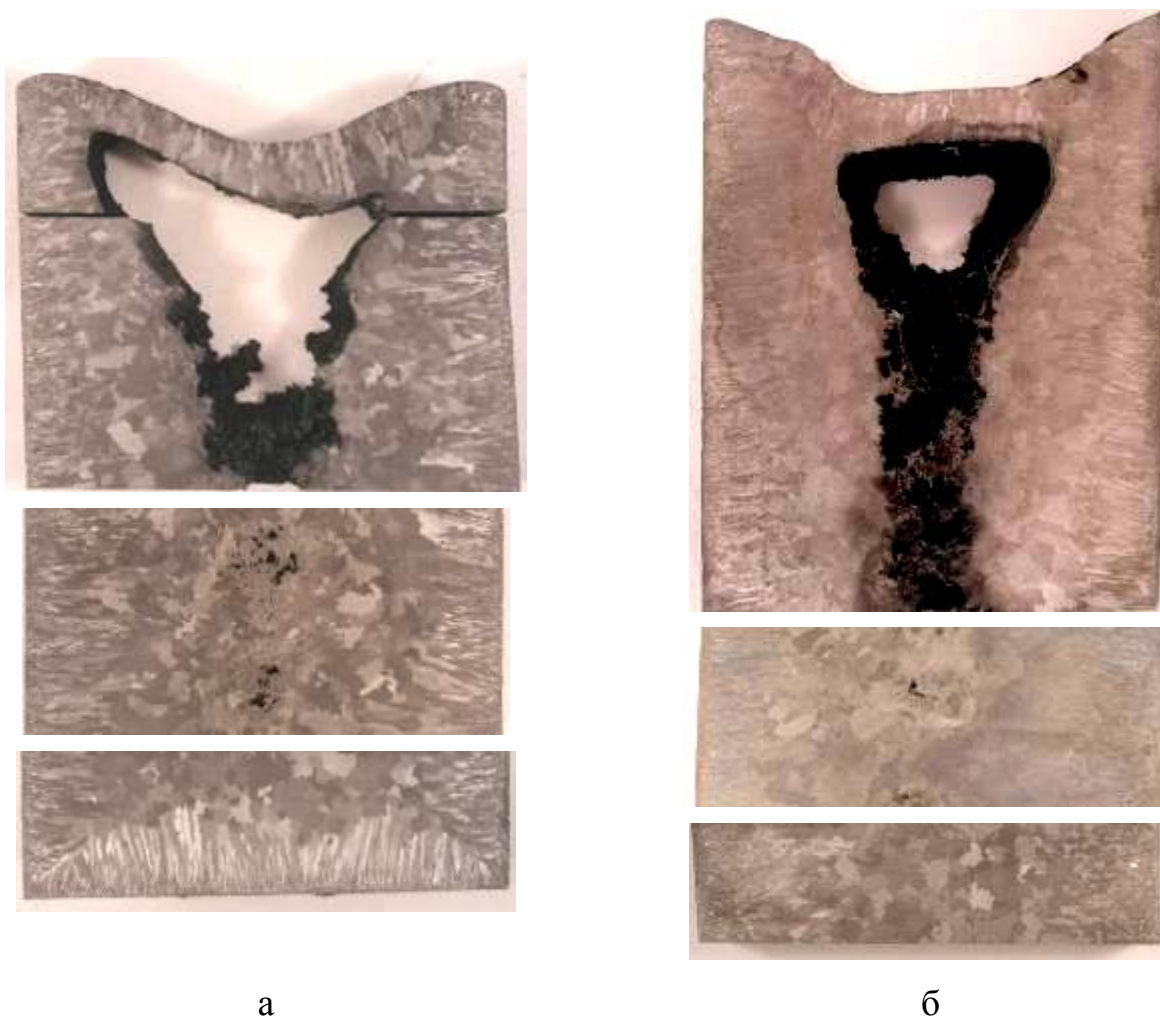
Мікроструктура досліджуваних заготовок-виливків ідентична і представляє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ -фази, евтектичної (γ - γ')-фази, карбідів, і карбонітридів, відповідає литому стану сплаву ЖС26-ВІ (рис. 4.4). Розміри структурних складових і відстань між осями дендритів другого порядку в заготовках, залитих як без фільтра, так і з фільтром, знаходяться приблизно на одному рівні (табл. 4.6).

Таблиця 4.4- Хімічний склад заготовок-виливків діаметром 85 мм, отриманих зі звороту сплаву ЖС26-ВІ

Спосіб заливання металу	Місце відбору проби	Вміст елементів, %					
		C	Cr	Co	W	Al	Ti
Без фільтру	верхня частина	0,16	4,86	8,77	11,74	5,85	0,91
	середня частина	0,15	4,83	8,79	11,68	5,74	0,97
	нижня частина	0,14	4,90	8,78	11,64	5,84	0,91
З фільтром	верхня частина	0,13	5,03	8,96	11,68	5,80	0,92
	середня частина	0,14	5,05	8,95	11,66	5,75	0,93
	нижня частина	0,13	5,05	8,96	11,63	5,76	0,93
ТУ1-92-177-91		0,12-0,18	4,3-5,6	8,0-10,0	10,9-12,5	5,5-6,2	0,8-1,2

Кінець таблиці 4.4

Спосіб заливання металу	Місце відбору проби	Вміст елементів, %				
		Mo	Fe	Nb	Si	V
Без фільтру	верхня частина	0,91	<1,0	1,42	<0,3	0,91
	середня частина	0,95	<1,0	1,42	<0,3	0,86
	нижня частина	0,93	<1,0	1,43	<0,3	0,85
З фільтром	верхня частина	1,03	0,19	1,44	<0,2	0,88
	середня частина	1,02	0,19	1,44	<0,2	0,84
	нижня частина	1,04	0,19	1,44	<0,2	0,83
ТУ1-92-177-91		0,8-1,4	≤1,0	1,4-1,8	≤0,3	0,8-1,2



а – заливання без фільтра; б – з використанням керамічного фільтра.

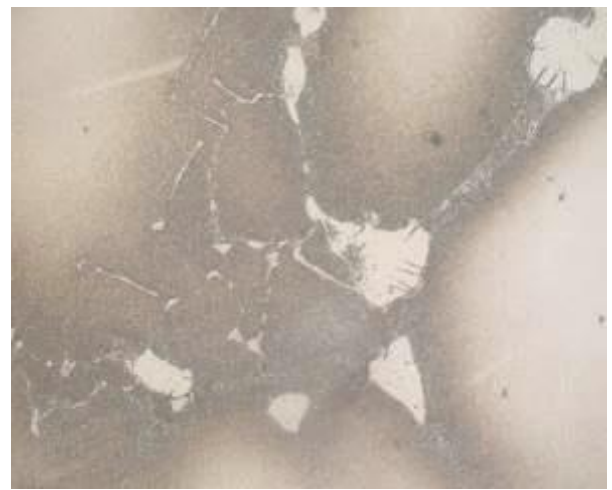
Рисунок 4.3 – Макроструктура дослідних виливків сплаву ЖС26-ВІ діаметром 85 мм, $\times 0,5$

Таблиця 4.5 – Параметри макроструктури заготовок-виливків діаметром 85 мм, отриманих зі звороту сплаву ЖС26-ВІ

Спосіб заливання металу	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір усадкової раковини, мм	Розмір центральної пористості, мм	Розмір макрозерна, мм
	дрібних підкоркових кристалів	стовпчастих кристалів	рівновісних кристалів			
Без фільтру	3...5	10...19	47...65	52×60	до Ø 12	2,0...6,5
З фільтром	2...3	15...20	45...55	38×60	до Ø 15	2,0...7,5



× 200



× 500

Рисунок 4.4 – Мікроструктура дослідного сплаву ЖС26-ВІ

Таблиця 4.6 – Розміри структурних складових у пруткових заготовках зі сплаву ЖС26-ВІ

Спосіб заливання металу	Місце вирізання мікрошліфу	Розмір структурних складових, мкм		Відстань між осями дендритів 2 ^{го} порядку, мкм
		евтектики $\gamma-\gamma'$	карбідів типу MeC	
Без фільтру	Верхня частина	6...43	2...8	
	Середня частина	6...62	2...10	50...70
	Нижня частина	6...55	2...8	
З фільтром	Верхня частина	6...40	2...8	
	Середня частина	6...55	2...12	50...70
	Нижня частина	6...45	2...12	

Механічні та жароміцні властивості визначали на термооброблених зразках діаметром 15 мм, відлитих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) з матеріалу пруткових заготовок діаметром 85 мм, отриманих зі зворотних відходів (з заливанням без використання фільтра і з фільтром). Зразки після ВСК піддавали гомогенізації при температурі 1265°C протягом 2 годин з охолодженням на повітрі.

Значення механічних і жароміцних властивостей в досліджуваних зразках відповідають вимогам ТУ 1-92-177-91 та знаходяться приблизно на одному рівні (табл. 4.7).

Таблиця 4.7 - Механічні і жароміцні властивості сплаву ЖС26-ВІ (ВСК).

Спосіб заливання металу при отриманні заготовки Ø 85 мм	Механічні властивості при 20°C				Час до руйнування при 975°C під напруженням 260 МПа τ_p , год.
	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	
Без фільтру	912	8,0	11,1	21,3	65
	1010	8,8	10,4	12,5	69
З фільтром	1046	6,4	12,7	28,8	62
	1182	6,2	8,5	18,8	63
ТУ 1-92-177-91	≥ 900	≥6,0	-	-	≥ 40,0

4.2.4 Виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ з використанням у шихті власного технологічного звороту

На установці ULVAC FM1-2-100 із застосуванням високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) зі зворотних відходів сплаву ЖС32-ВІ (ливарних чаш) виготовили пруткові заготовки діаметром 85 мм. Поверхню ливарних чаш очищали методом електролітичного плазмового полірування з подальшим обдуванням електрокорундом. Заливання металу здійснювали в металеву форму через керамічний фільтр. Хімічний склад за висотою дослідної заготовки діаметром 85 мм був задовільний, відповідав вимогам ТУ 1-92-177-91 та знаходився приблизно на одному рівні (табл. 4.8).

Таблиця 4.8 – Хімічний склад заготовок-випливів Ø 85 мм, отриманих зі звороту сплаву ЖС32-ВІ

Місце заміру	Вміст елементів, %								
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re
Верхня частина	0,14	4,52	9,21	8,86	1,16	5,70	1,52	3,82	3,66
Середня частина	0,15	4,52	9,23	8,83	1,12	5,70	1,57	3,73	3,67
Нижня частина	0,16	4,56	9,21	8,96	1,07	5,70	1,53	3,55	3,75
Серійна	0,16	4,56	9,47	8,98	1,15	5,72	1,50	3,58	3,50
ТУ 1-92-177-91	0,12...	4,3...	8,0...	7,7...	0,8...	5,6...	1,4...	3,5...	3,5...
	0,18	5,6	10,0	9,5	1,4	6,3	1,8	4,5	4,5

Макроструктура в осьовому і поперечному перетинах заготовки представлена на рисунках 4.5, 4.6. У структурі заготовки-випливу спостерігалися кристалізаційні зони дрібних підкіркових, стовпчастих і рівновісних кристалів.



Рисунок 4.5 – Макроструктура верхньої частини пруткової заготовки діаметром 85 мм зі сплаву ЖС32-ВІ (осьовий переріз), × 1



а – середня частина заготовки; б – нижня частина заготовки.

Рисунок 4.6 – Макроструктура заготовки діаметром 85 мм зі сплаву ЖС32-ВІ (поперечний переріз), $\times 1$

У центральній зоні середньої частини заготовки виявлено осьову усадкову рихлоту (див. рис. 4.6 а). Результати вимірювання параметрів макроструктури наведено в таблиці 4.9.

Таблиця 4.9 – Параметри макроструктури заготовок-випусків \varnothing 85 мм, отриманих зі звороту сплаву ЖС32-ВІ

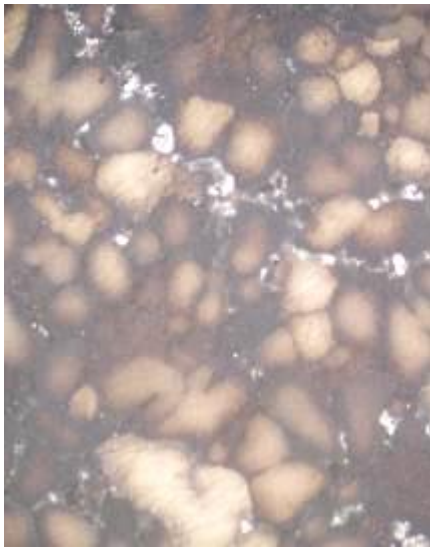
Місце заміру	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір усадочної раковини, мм	Розмір центральної пористості, мм	Розмір макрозерна, мм
	зона дрібних підкоркових кристалів	зона стовпчастих кристалів	зона рівновісних кристалів			
Верхня частина	1,5...2,0	6...8	69...73	52 \times 83	до \varnothing 25	0,5...1,0
Середня частина	1,5...2,0	6...8	47...65	-	до \varnothing 20	0,5...1,0
Нижня частина	1,5...2,0	5...7	71...75	-	-	0,5...1,0

Аналіз макроструктури отриманих виливків показав, що для заготовки, що отримано на установці ULVAC FM1-2-100 характерна наявність невеликої зони стовпчастих кристалів, яка розповсюджується на глибину до 8 мм, та дрібнокристалічної структури. Величина макрозерна не перевищувала 1 мм. Металографічним дослідженням на бічній поверхні, а також у верхній частині дослідної заготовки забруднення металу у вигляді плівок, шлакових включень і т.п. не виявлено. Карбіди MeC мають вигляд «китайських ієрогліфів», що характерні для сплаву ЖС32-ВІ (рис. 4.7).



Рисунок 4.7 – Карбіди в дослідному сплаві ЖС32-ВІ, $\times 100$

Мікроструктура представляє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ -фази, евтектичної γ - γ' -фази, карбідів, карбонітридів, що відповідає литому стану сплаву ЖС32-ВІ (рис. 4.8). У центральній зоні середньої частини заготовки структурні складові, а також відстань між осями дендритів другого порядку мають найбільші розміри. Встановлено, що в крайовій зоні (стовпчастих кристалів) відстань між осями дендритів є більше ніж в 2 рази меншою ніж у центрі заготовки-виливки. Розміри структурних складових і відстань між осями дендритів другого порядку за висотою перерізу дослідної заготовки представлено в таблиці 4.10. Забруднення металу у вигляді шлакових включень, скупчень карбонітридів, плівок і т.п. в дослідній заготовці не виявлено.



а × 200



б × 500

Рисунок 4.8 – Мікроструктура дослідного сплаву ЖС32-ВІ

Таблиця 4.10 – Розміри структурних складових в пруткових заготовках із сплаву ЖС32-ВІ

Місце вирізання мікрошліфу	Місце заміру	Розмір структурних складових, мкм		Відстань між осями дендритів 2 ^{го} порядку, мкм
		Евтектики γ - γ'	карбідів типу MeC	
Верхня частина	край	6...40	2...10	12...20
	центр	12...50	2...16	35...55
Середня частина	край	12...38	2...12	20...30
	центр	16...90	2...18	45...70
Нижня частина	край	12...38	2...12	20...30
	центр	10...50	2...18	40...60

З дослідних пруткових заготовок діаметром 85 мм методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) було відлито зразки діаметром 15 мм для визначення механічних і жароміцних властивостей. Дослідні зразки піддавали гомогенізації при температурі 1270°C протягом 2 годин з охолодженням на повітрі.

Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність відповідають вимогам ТУ1-92-177-91 (табл. 4.11).

Таблиця 4.11 - Механічні і жароміцні властивості сплаву ЖС32-ВІ (ВСК)

Зразок	КГО, град	Властивості при 20°C		Час до руйнування при 1000°C та $\sigma = 280$ МПа τ_p , год.
		σ_b , МПа	δ , %	
1	2,6	1122	7,2	67,0
2	4,3	1027	8,0	83,3
3	0,6	1172	7,6	45,0
ТУ 1-92-177-91		≥ 900	$\geq 6,0$	$\geq 40,0$

4.3 Висновки

1. На базі АТ «Мотор Січ», з використанням результатів проведених досліджень і розроблених технологічних рекомендацій, налагоджено серійне виготовлення робочих лопаток, що відливались методом високошвидкісної спрямованої кристалізації зі сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ з використанням 50 % первинного технологічного звороту.

2. У вакуумній плавильній установці «ULVAC» FM-1-2-100 випробувано у виробничих умовах і налагоджено виробництво сплаву ЖС6К-ВІ з використанням в шихті до 80% технологічного звороту, а також сплавів ЖСЗДК-ВІ, ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ. Хімічний склад отриманих пруткових заготовок за висотою відповідав вимогам технічних умов. Забруднення металу у вигляді шлакових включень, скупчень карбонітридів, плівок і т.п. в досліджених заготовках, отриманих з використанням фільтру не знайдено. Механічні та жароміцні властивості досліджених зразків відповідають вимогам нормативно-технічної документації. Очікуваний економічний ефект від впровадження технології виробництва жароміцних нікелевих сплавів з використанням технологічного звороту за 2019 р. складає 7700 тис. грн. (додаток В).

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі наведено нове технічне вирішення наукової і практичної задачі, що виражається в розвитку матеріалознавчих основ процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток газотурбінних двигунів при використанні в шихті технологічного звороту за рахунок застосування різних технологічних процесів і методів рафінування, що забезпечують відповідність всім вимогам нормативно-технічної документації до матеріалу та литих виробів за рівнем фізико-механічних, жароміцних і експлуатаційних властивостей. На основі проведених теоретичних і експериментальних досліджень зроблено наступні висновки.

1. Аналіз технічної літератури та сучасного стану питання показав, що роботи, присвячені розробці та удосконаленню технологічних процесів, застосування сучасних методів рафінування, що дозволяють отримувати якісні жароміцні нікелеві сплави при використанні в шихті технологічного звороту, забезпечують в них і в готових литих виробках механічні, технологічні та експлуатаційні властивості на рівні отриманих за існуючими технологіями виключно з первинних матеріалів, є актуальними.

2. Хімічний склад, структуру, механічні, фізико-хімічні та експлуатаційні властивості дослідних сплавів визначали з використанням сучасних достовірних методик та обладнання, з відносною помилкою не більше 5 %. Математичну обробку отриманих експериментальних даних проводили методами кореляційного аналізу із застосуванням сучасної комп'ютерної техніки та програмного забезпечення. Все це дозволило отримати достовірні відомості та залежності зміни якісних показників досліджуваних сплавів. Розроблена методика випробування литих лопаток газотурбінних двигунів на кут загину випробувана при виробництві дослідно-промислової партії лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ з застосуванням ВТОР та впроваджена на АТ «Мотор Січ». При випробуванні 20 лопаток виявлено поодинокі дрібні надриви на 2-х лопатках при куті загину 70° і

на 4-х лопатках - при куті загину $> 80^\circ$. На інших лопатках при куті загину $80...90^\circ$ спостерігалися лінії деформаційного течії металу без утворення тріщин. Проведені випробування підтвердили достовірність і стабільність результатів, отриманих за розробленою методикою та дозволили рекомендувати її для оцінки якості лопаток у виробництві (додаток А).

3. Поверхневі зони ливарних відходів (ливники, додатки, ливникові чаші, брак виливків) жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ схильні до припалу товщиною 0,075 мм і не відповідають стандартному складу за рядом елементів. Найбільш надійною та економічною технологією очищення поверхневих зон є дробеструменева обробка з наступним обдуванням електрокорундом і травленням в реактиві ($390 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HNO}_3$; $380 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HCl}$ і $99 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HF}$) при температурі 25°C протягом 0,5 години.

4. Направлена кристалізація нікелевих сплавів у порівнянні з об'ємною забезпечує рафінування сплаву від таких шкідливих домішок, як кисень, азот, залізо, свинець, а також нітридних, карбонітридних і оксидних включень.

5. Направлена кристалізація тонкостінних виливків (лопаток) із сплавів ЖС32-ВІ, ЖС26-ВІ, ВЖЛ12У-ВІ в умовах знижених температур (не більше 1455°C) на установці ПМП-4М не забезпечує очищення металу від оксидних плівок, шлакових включень і необхідної щільної структури. Аналогічні умови кристалізації зливків діаметром 80 мм з цих сплавів дозволили одержати метал без дефектів.

6. Низькотемпературне вакуумне переплавлення ливарних відходів нікелевих сплавів ЖС32-ВІ та ЖС26-ВІ на установці ПМП-4М дозволяє звести до мінімуму випал активних кошових легувальних елементів (тантал, реній, ніобій та ін). Присутність великої маси вуглецевих матеріалів в робочому просторі установки під час рафінування розплаву пригнічує окислювальний потенціал потрапляння в плавильну камеру адсорбованих і атмосферних газів. Отримані зливки із сплавів ЖС32-ВІ та ЖС26-ВІ мають щільну однорідну макроструктуру. Поверхневий шар виливків, збагачений кремнієм, і їх верхня частина товщиною до 6 мм видаляється при підготовці до плавки отриманої шихтової заготовки.

7. В процесі вивчення впливу температурного градієнту на фронт кристалізації виливків з нікелевих сплавів в умовах ВСК встановлено, що підвищення швидкості кристалізації в сплаві галію з індієм забезпечують плаский фронт кристалізації і знижують вірогідність утворення структурних дефектів, що підвищує їх тріщиностійкість та інші властивості.

8. При високотемпературній обробці розплаву з відходів ряду нікелевих сплавів відбувався випал практично всіх легувальних елементів, особливо із збільшенням тривалості витримки. Істотно знизився вміст азоту в сплавах. При цьому помітно поліпшувалася однорідність розплаву, в результаті чого кристалізація металу починалася при великому переохолодженні, забезпечувалося подрібнення структурних складових, знижувався розвиток ліквацийних процесів і суттєво покращувалися властивості виливків.

9. Вивчено кластерний механізм поведінки мікрогрупувань $Ti(C,N) \cdot Ni_3(Ti,Al)$ і їм подібних в умовах підвищення температур ВТОР, коли при температурах вище $1800^{\circ}C$ ці мікрогрупування починали дробитися і руйнуватися, інтенсивно втрачаючи азот, і за складом наближатися до карбідів. Із зменшенням часу витримки при ВТОР мікрогрупування не встигали втратити оболонки з динамічних кластерів, що блокувало розвиток зародків кристалів γ -фази і приводило до переохолодження розплаву.

10. Комбінований метод рафінування ливарних відходів сплавів ЖС26 та ЖС32 (ВІП+ЭЛП) дозволив отримати шихтову заготовку без угару активних легувальних елементів з щільною і однорідною структурою та незначним розвитком ліквацийних і усадкових процесів. Встановлено, що змінювання потужності електронного променя дозволяє підвищувати ефективність рафінування ливарних відходів. При цьому, на відміну від ВТОР, процес ВІП+ЕПП не вимагає спеціальних вогнетривів для плавильного тигля та системи напуску інертного газу. Дослідно-промислове випробування розробленого комбінованого методу рафінування жароміцних нікелевих сплавів в процесі вакуумного індукційного та електронно-променевого переплавів на базі АТ «Мотор Січ» показало його високу ефективність та перспективність для

використання на підприємствах авіаційного та енергетичного машинобудування (додаток Б).

11. На базі АТ «Мотор Січ» з використанням результатів проведених досліджень і розроблених технологічних рекомендацій налагоджено серійне виготовлення робочих лопаток, що відливаються методом високошвидкісної спрямованої кристалізації зі сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ з використанням 50 % первинного технологічного звороту. У вакуумній плавильній установці «ULVAC» FM-1-2-100 випробувано у виробничих умовах і налагоджено виробництво сплавів ЖС6К-ВІ, ЖС3ДК-ВІ, ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ з використанням в шихті до 100 % технологічного звороту. Хімічний склад отриманих пруткових заготовок за висотою відповідає вимогам технічних умов. Механічні та жароміцні властивості досліджених зразків відповідають вимогам нормативно-технічної документації. Хімічний склад отриманих пруткових заготовок за висотою відповідає вимогам технічних умов. Механічні та жароміцні властивості досліджених зразків відповідають вимогам нормативно-технічної документації. Очікуваний економічний ефект від впровадження розробленої технології виробництва жароміцного сплаву з використанням технологічного ливарного звороту складає за 2019 р. 7700 тис. грн. (додаток В).

Таким чином, досягнута поставлена мета: на базі розвитку матеріалознавчих основ процесів отримання якісних жароміцних нікелевих сплавів з використанням технологічного звороту при застосуванні сучасних методів рафінування, в них, а також в готових литих виробах забезпечені механічні, технологічні і експлуатаційні властивості на рівні аналогічних, що були отримані за існуючими технологіями виключно з первинних матеріалів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Миллер Г.Е. Конструкция газовой турбины и суперсплавы. Сб. *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* / под ред. Шалина Р.Е. М: «Металлургия», 1995. С. 49–83.
2. Федоров О.Г. Газові турбіни і газотурбінні установки: навч. посіб. Одеса: ОНАХТ. 2013. 126 с.
3. Судовое и энергетическое газотурбостроение: Научно-технический сборник. Николаев: ГП НПКГ «Зоря»-«Машпроект», НО ИАУ, 2004. Т.1-2.
4. Иновземцев А. А., Сандрацкий В. Л. Газотурбинные двигатели. М.:Машиностроение, 2008. 207 с.
5. Патон Б., Халатов А., Костенко Д., Білека Б., Письменный О., Боцула А., Парафійник В., Коняхін В. Концепція (проект) державної науковотехнічної програми «Створення промислових газотурбінних двигунів нового покоління для газової промисловості та енергетики». *Вісник НАН України*. 2008. № 4. С.3–9
6. Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей / под ред. А.Г. Братухина, Г.К. Язова, Б.Е. Карасева. М: Машиностроение, 1997. 416 с.
7. Квасницкая Ю.Г. Повышение эксплуатационных характеристик рабочихлопатонок турбин современных промышленных газотурбинных двигателей. *Металл и литье Украины*. 2015. №8. С.29–31.
8. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под общ.ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. 632 с.
9. Халатов А.А., Ющенко К.А., Ісаков Б.В., Дашевський Ю.Я., Шевцов А.П. Газотурбобудування в Україні: сучасний стан і перспективи розвитку *Вісник НАН України*. 2013. № 12. С.40–49.
10. Антипов Ю.А., Шаталов И.К., Собенников Е.В., Белова Е.В. Долговечность газотурбинной установки при работе с изменяющейся по времени температурой газа перед турбиной. *Вестник российского университета дружбы*

народов. Серия: Инженерные исследования. 2013. №3. С.10-16.

11. Погутов А.В., Яцык С.И. Опыт литья лопаток ГТД. *Авиационная промышленность*. 1992. № 5. С. 57–62.

12. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2017. 854 с.

13. Братухин А.Г. Современные авиационные материалы: технологические и функциональные особенности: учебное пособие для авиационных и технических направлений и специальностей. М.: АвиаТехИнформ XXI век, 2001. 420 с.

14. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина / под ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. 272 с.

15. Н.М. Складов. Путь длиною в 70 лет – от древесины до суперматериалов / под общей редакцией чл.-кор. РАН, проф. Е.Н.Каблова. М.: МИСИС «ВИАМ», 2002. 488 с.

16. Логунов А.В. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии) / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин. М.: Наука и технологии, 2013. 264 с.

17. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2007 [Юбилейный научно-технический сборник] / под общ. ред. академика РАН Е.Н. Каблова. М.: «ВИАМ», 2007. 438 с.

18. Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Оспенникова О.Г. Литейные жаропрочные никелевые сплавы. Все материалы: Энциклопедический справочник. №6. 2012. ВИАМ/2012-205998.

19. Wahl J. B., Harris K. CMSX-4 plus single alloy development, characterization and application development. *Superalloys 2016: Proc. Of the 13th International Symposium on Superalloys*, TMS (the Minerals, Metals&Materials Society). 2016. P.25–33.

20. Кишкин С.Т. Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные труды (к 100-летию со дня рождения). М.: Наука, 2006. 407 с.

21. Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин. Л.:

Машиностроение, 1987. 272 с.

22. Петреня Ю.К., Никитин В.И. Задачи в области разработки коррозионностойких никелевых сплавов. *Тяжелое машиностроение*. 2002. № 10. С.47.

23. Орышич И.В. О кинетике и механизме высокотемпературной коррозии жаропрочных сплавов на никелевой основе. *Авиационная промышленность*. 1986. №1. С.57-59.

24. Беликов С.Б. Развитие научных принципов легирования литейных жаропрочных никелевых сплавов с целью повышения коррозионной стойкости в условиях высокотемпературной среды газотурбинных установок: дис. доктора техн. наук / ЗМИ. Запорожье, 1996. 395 с.

25. Квасницкая Ю.Г., Максюта И.И., Мьяльница Г.Ф. Повышение стойкости к высокотемпературной коррозии жаропрочных сплавов как резерв возрастания ресурсных возможностей газотурбинных двигателей. *Металл и литье Украины*. 2016. №5. С.3-7.

26. Квасницька Ю.І. Підвищення експлуатаційних характеристик жароміцних корозійностійких сплавів на нікелевій основі і розробка технології одержання лопаток ГТД: автореферат дис. ... д-ра техн. Наук / ФТiМС НАН Україн. Київ, 2018. 46 с.

27. Сидоров В.В., Горюнов А.В., Косенков О.М. Основные положения металлургии литейных жаропрочных сплавов. *Литейное производство*. 2018. № 6. С.6–11.

28. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: «МИСИС», 2001. 632 с.

29. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. Днепропетровск: Лира ЛТ, 2006. 1056 с.

30. Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Оспенникова О.Г. Литейные жаропрочные сплавы. *Все материалы. Энциклопедический справочник*. – 2012. № 6. С. 5–19.

31. Жаропрочный сплав на основе никеля для литья рабочих лопаток

газотурбинных установок: Пат. 2542194 RU C22C19/05. Оpubл. 20.02.2015.

32. Максютa И.И., Квасницкая Ю.Г., Верховлюк А.М., Мьяльница Г.Ф. Повышение ресурсных возможностей газотурбинных установок путем оптимизации легирующего комплекса *Процессы литья*. 2016. №4. С.63–70.

33. Каблов Е.Н., Толораия В.Н., Орехов Н.Г. Монокристаллические никелевые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. №7. С.2–5.

34. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Голубовский Е.Р., Хвацкий К.К., Щеголев Д.В. Механические свойства монокристаллов никелевого сплава, содержащего рений и рутений. *Деформация и разрушение материалов*. 2008. №11. С. 26–35.

35. Wahl J.B., Harris K. New Single Crystal Superalloys, CMSX-7 and CMSX-8 387 ASME Turbo Expo 2014: Turbine Technical Conference and Exposition Volume 6: Ceramics; Controls, Diagnostics and Instrumentation; Education. *Manufacturing Materials and Metallurgy*. (Düsseldorf, Germany, June 16–20). 2014. 14 p.

36. Панкратов В.А. Особенности легирования сплавов для литья с высокоскоростной направленной кристаллизацией. *Литейное производство*. 2007. №12. С.11–12.

37. Быков Ю.Г., Захарова Т.П., Монастырская Е.В. Механические свойства жаропрочного сплава ЖС32 при 1150–1250°C. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. №1. С.38–40.

38. Erickson Gary J. Polycrystalline Cast Superalloys. Reprinted from Metals Handbook, Volume 1, 10 th Edition: Properties and Selection. ASM International. Materials Park, Ohio, 1989. p.16.

39. Елисеев Ю.С., Масленков С.Б., Гейкин В.А., Поклад В.А. *Технология создания неразъемных соединений при производстве газотурбинных двигателей / под общ. ред. Масленкова С.Б. М.: Наука и технологии, 2001. 544 с.*

40. Meetham G.W. Trace elements in supperalloys overview. *Metals Techn.* 1984. V.II. №10. P. 414–418.

41. Максютa И.И., Квасницкая Ю.Г., Симановский В.М. Повышение

коэффициента использования отходов жаропрочных сплавов методами электрометаллургии. *Современная электрометаллургия*. 2007. №1. С.51-55

42. Наумик В.В. Развитие теоретических основ получения качественных отливок из медных и никелевых сплавов в условиях управляемой кристаллизации: дис. д-ра техн. наук / Запорожский национальный технический университет. Запорожье, 2010. 353 с.

43. Наумик В.В. Розвиток теоретичних основ отримання якісних виливків з мідних та нікелевих сплавів в умовах керованої кристалізації: автореферат дис. д-ра техн. наук / Національна металургійна академія України. Дніпропетровськ, 2010. 36 с.

44. Наумик В.В. Получение качественных отливок из медных и никелевых сплавов в условиях управляемой кристаллизации: монография. Запорожье, ЗНТУ, 2014. 246 с.

45. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.

46. Бялік Г.А., Наумик В.В., Луньов В.В., Пархоменко А.В. Теорія ливарних сплавів: навчальний посібник. Запоріжжя: ЗНТУ, 2013. 156 с.

47. Durber G., Osgerby S. Effect of small amounts of nitrogen and silicon on microstructure and properties MAR-M200 nickel-base superalloys. *Metals Technol* 1984. V. 11. № 4. P. 129–137.

48. Сидоров В.В., Панкратов В.А., Родионов П.Д., Миронов С.О. О возможности использования литниковых отходов при выплавке жаропрочных сплавов за счет высокотемпературной обработки расплава. *Приложение к журналу «Авиационная промышленность»*. М.: Машиностроение. 1989. №2. С. 36–38

49. Кузнецов В.П., Лесников В.П., Конакова И.П. Структура и свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС-32ВИ: справочник. Екатеринбург: «Квист», 2010. 84 с.

50. Copley S.M., Giamei A., Johnson S. Origin of "freckles" in Ni – base Superalloy *Metallurgical Transactions*. 1970. № 1. P. 2193-2204.

51. Рей Бриге. Вакуумирование оборотных суперсплавов на основе никеля:

Отчет НИР. Шеффилд, 1997. 18 с.

52. Особо тугоплавкие элементы и соединения / справочник под ред. Котельникова Р.Б. и др. М.: Металлургия, 1968. 347 с.

53. Еремин Е.Н., Плипто Ю.В. Повышение свойств сплава ЭП207 модифицированием частицами карбонитрида титана. *Совершенствование технологических процессов и повышение качества отливок из жаропрочных сплавов*. Омск. 1988. С. 18–36

54. Курц В. Направленная кристаллизация эвтектических материалов / под ред. Ю.Н. Тарана. М.: Металлургия, 1980. 272 с.

55. Росс И.В., Симс Ч.Т. Сплавы на основе никеля. Сб. *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* / под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К.; пер. с англ. Кн.1; под ред. Шалина Р.Е. М.: Металлургия, 1995. С. 128–174.

56. Дэкер Р.О., Симс Ч.Т. Металловедение сплавов на никелевой основе. *Жаропрочные сплавы*. М.: Металлургия, 1976. С. 39–83.

57. Симс Ч.Т. О существовании топологически плотноупакованных фаз. *Жаропрочные сплавы*. М.: Металлургия, 1976. С. 241–265.

58. Верин А.С. Характер разрушения образцов с монокристаллической и направленной столбчатой структурами из сплава на основе Ni_3Al в диапазоне температур 20-1200°C. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1995. № 11. С. 34–37.

59. Толораия В.Н., Зуев А.Г., Светлов И.Л. Влияние режимов направленной кристаллизации и термообработки на пористость в монокристаллических никелевых жаропрочных сплавах. *Изв. АН СССР: Металл*. 1991. № 5. С. 70–75.

60. Мьяльница Г.Ф., Максьюта И.И., Квасницкая Ю.Г., Михнян Е.В., Нейма А.В. Обеспечение фазово-структурной стабильности высокохромистых жаропрочных сплавов для лопаток ГТУ. *Металл и литье Украины*. 2012. № 11. С. 16–20.

61. Кузнецов В.П., Лесников В.П., Хадыев М.С. Структура и фазовые превращения в монокристаллическом сплаве ЖС36-ВИ [001] после выдержек в

интервале температур 1050-1300°C. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. №2. С.38–44.

62. Петрушин Н.В., Чабина Е.Б., Дьячкова Л.А. Фазовая стабильность монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов Ni-Al-Cr-V-Ta-Mo. *Металлы*. 1996. №3. С.104–112.

63. J. Saida, M. Matsuhide, A. Inoue Stability of supercooled liquid and transformation behavior in Zr-based glassy alloys. *Materials Transactions*. 2002. Vol. 43. No 8. P. 1937-1946.

64. Баум Б.А. Металлические жидкости – Проблемы и гипотезы. М.: Металлургия, 1979. 120 с.

65. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. Жидкая сталь. М.: Металлургия, 1984. 208 с.

66. Шалин Р.Е., Баум Б.А., Тягунов Г.В., Качанов Е.Б. Термовременная обработка расплава: основы - возможности - пути реализации в авиационной промышленности. *Приложение к журналу «Авиационная промышленность»*. М.: Машиностроение, 1989. № 2. С. 3–5.

67. Баум Б.А., Тягунов Г.В. Сплавы 3d-переходных металлов ближний порядок, фазовый переход кристалл-жидкость, процесс установления равновесия в расплаве. *Труды второй Всесоюзной школы-семинара «Взаимосвязь жидкого и твердого металлических состояний»*. Сочи: УПИ. 1991. С. 11–18.

68. Тягунов А.Г. Влияние высокотемпературной обработки расплава на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов в литом и термообработанном состоянии: автореф. дис. канд.техн.наук / Екатеринбург, 1998. 24 с.

69. Баум Б.А., Третьякова Е.Е., Базин Ю.А., Колотухин Э.В. Выбор оптимальных температурно-временных параметров выплавки жаропрочных никелевых сплавов на основе изучения их структуры и физических свойств. *Приложение к журналу «Авиационная промышленность»*. М.: Машиностроение, 1989. № 2. С. 3–5.

70. Кочегура Н.М., Казачков С.П., Ткач В.Н. ТВО никелевых сплавов в

жидком состоянии. *Литейное производство*. 1985. № 10. С. 15–17.

71. Тягунов Г.В., Колотухин Э.В., Авдюхин С.П. Связь свойств расплава со структурой и свойствами твердого металла. *Литейное производство*. 1988. № 9. С. 16–18

72. Способ выплавки жаропрочных литейных сплавов на основе никеля и хрома: а. с. № 1294013, СССР.

73. Кишкин С.Т., Ларионов В.Н., Е.А. Кулешова Влияние высокотемпературной обработки расплава на структуру и механические характеристики литейных жаропрочных никелевых сплавов. Приложение к журналу «Авиационная промышленность». М.: Машиностроение. 1989. № 2. С. 6–10.

74. Баум Б.А., Ларионов В.Н., Коваленко Л.В. Ресурсосбережение и улучшение служебных характеристик отливок из жаропрочных никелевых сплавов посредством высокотемпературной обработки расплавов. *Металлы*. 1993. № 1. С. 31–37.

75. Кулешова Е.А., Колотухин Э.В., Барышев Е.Е. Особенности образования структуры в сплаве ЖС6У после термовременной обработки расплава. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1990. № 1. С. 61–67.

76. Кочегура Н.М. К вопросу о природе температурно-временного воздействия на многокомпонентные расплавы на основе никеля. *Расплавы*. 1991. С. 39–44.

77. Кочегура Н.М., Соколов В.М., Марковский Е.А. Изменение химической неоднородности и термодинамическая оценка образования карбидов и нитридов в никелевых расплавах при температурно-временной обработке. *Термодинамика процессов формирования структуры литых сплавов*. Киев: ИПЛ АН Украины. 1986. С. 36–47.

78. Кочегура Н.М., Марковский Е.А. Новые технологии получения изделий из жаропрочных сплавов. *Литейное производство*. 1992. № 9. С. 14–16.

79. Авдюхин С.П., Кононова Е.В., Калинин В.П., Мартынов Р.А. Тигли для термовременной обработки расплавов жаропрочных сплавов. *Приложение к журналу «Авиационная промышленность»*. М.: Машиностроение. 1989. № 2. С. 24–26.

80. Бахунов В.С., Банкевич В.Л., Власов А.С. Керамика из высокоогнеупорных окислов / под ред. Д.Н. Полубояринова, Р.Я. Попильского. М.: Metallurgy, 1977. 303 с.

81. Бацанова Л.Р., Гричевская Р.И., Кононова Е.В. Быстросменные тигли для плавки жаропрочных сплавов. *Авиационная промышленность*. 1987. № 8. С. 62–63.

82. Цыкуленко А.К., Медовар Л.Б., Чернец А.В. Некоторые новые области применения электрошлаковой технологии. *Проблемы специальной электрометаллургии*. 2002. № 2 (67). С. 9–11.

83. Ахонін С.В. Процеси рафінування у вакуумі та оптимізація режимів електронно-променевої плавки високореакційних та тугоплавких металів : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук / ПОП ІЕЗ ім. Е.О. Патона. Київ, 2002. 37 с.

84. Шаповалов В.О. Наукові та технологічні основи плазмово-індукційного вирощування крупних монокристалів тугоплавких металів : автореф. дисер. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук / ПОП ІЕЗ ім. Е.О. Патона. Київ, 2003. 36 с.

85. Линчевский Б.В. Вакуумная индукционная плавка. М.: Metallurgy, 1975. 239 с.

86. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / под ред. С.В. Ладохина. К.: Изд-во «Сталь», 2007. 626 с.

87. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Metallurgy, 1976. 552 с.

88. Ефимов В.А., Анисович Г.А., Бабич В.Н. Специальные способы литья: справочник / под общ. ред. В.А. Ефимова. М.: Машиностроение, 1991. 736 с.

89. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. М.: Metallurgy, 1995. 272 с.

90. Семенов В.И. Влияние термодинамических факторов на формирование структуры затвердевающей отливки. *Литейщик России*. 2011. №10. С.37–40.

91. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Развитие технологии направленной кристаллизации литейных высокожаропрочных сплавов с

переменным управляемым температурным градиентом. *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С.24–38.

92. Гранкин С.С., Свердлов В.Я. Исследование градиента температуры на фронте кристаллизации монокристаллов Ni-W – сплавов. *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*. 2008. № 1. (17). С. 162–165.

93. Konter M., Kats E., Hofmann N. A novel casting process for single crystal gas turbine components. *Superalloys*. 2000. P. 189–200

94. Бунин Н.П., Баранов А.А. Металлография. М.: Металлургия, 1970, 254 с.

95. Шаскольская М.П. Кристаллография: учеб. пособие для вузов. М.: Высш. шк., 1984. 376 с.

96. Малевич Ю.А., Самойлович Ю.А. Теплофизические основы затвердевания отливок и слитков. Мн.: Высш. шк., 1989. 203 с.

97. Патон Б.Е., Медовар Б.И., Бойко Г.А. Электрошлаковое литье. К.: Наукова думка, 1980. 192 с.

98. Медовар Б.И., Цыкуленко А.К., Шевцов В.Л. Металлургия электрошлакового процесса. К.: Наукова думка, 1986. 248 с.

99. Пикунов М.В., Сидоров Е.В. О получении литых заготовок с монокристаллической дендритной структурой из сплавов на основе твердых растворов. *Металлы*. 1990. № 3. С.69–73.

100. Ларичкин Р.Я., Сергеев В.В., Рабинович Ю.М. Влияние металлургических факторов и условий термомагнитной обработки на магнитные свойства монокристалльных магнитов. *Электротехнические материалы*. 1973. № 5(34). С. 17.

101. Тиллер В.А. Сегрегация растворимых примесей при затвердевании слитка. *Жидкие металлы и их затвердевание*. М.: ГНТИЛЧЦМ, 1962. С. 17–22.

102. М.В. Пискунов, Е.В. Сидоров О получении монокристаллических отливок из сплава Fe-Co-Cr. *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1987. № 9. С. 140–141.

103. Пискунов М.В., Беляев И.В., Сидоров Е.В. О расчете показателей кристаллизации сплавов твердых растворов. *Изв. вузов. Черная металлургия*.

1988. № 1. С. 121.

104. Панкратов В.А., Каблов Е.Н. Инкубатор для турбинных лопаток. *Наука и жизнь*. 1991. № 8. С. 62–64.

105. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Дубровский А.В. Технологические аспекты управления структурой жаропрочных сплавов при направленной кристаллизации. *Литейное производство*. 1994. № 4. С. 7–8.

106. Ольшанецкий В.Е., Спицына Ю.И. О продольном росте колоний пластинчатых зерен в присутствии дисперсных частиц избыточной фазы. 1. Случай распространения рекристаллизационного фронта. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. Запоріжжя: ЗДТУ, 1997. № 1-2. С. 7–10.

107. Долгов Б.В., Ольшанецкий В.Е., Спицына Ю.И., Цивирко Э.И. Некоторые особенности формирования структуры направленно-кристаллизованных сплавов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. Запоріжжя. ЗДТУ, 1998. № 2. С. 16–20.

108. Ладохин С.В., Шмигидин В.Т. Применение электронно-лучевой плавки в литейном производстве. *Металл и литье Украины*. 1995. № 4. С. 16–21.

109. Ю.Ф. Аникин, А.Д. Жежера, С.В. Ладохин, Т.В. Лапшук Установка для совмещенной индукционной и электронно-лучевой плавки металлов и сплавов. *Металл и литье Украины*. 1998. № 5–6. С. 8–10.

110. Ю.Ф. Аникин, С.В. Ладохин, В.Т. Яковлев Технологические параметры выплавки сложнолегированных сплавов в электронно-лучевых литейных установках. *Процессы литья*. 1998. № 3-4. С. 23–26.

111. Ладохин С.В., Корнюшин Ю.В. Электронно-лучевая гарнисажная плавка металлов и сплавов. Киев: Наук, думка, 1988. 144 с.

112. Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М., Жеманюк П.Д. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины: Часть 2. Запорожье: изд. ОАО «Мотор-Сич», 2003. 420 с.

113. Ажажа В. М., Ковтун Г. П., Ладыгин А. Н., Малыхин Д. Г., Рудычева Т. Ю., Свердлов В. Я., Тихоновский М. А., Щербань А. П., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В. Микроструктура и свойства монокристаллов никелевого

сплава НВ-4. Влияние условий кристаллизации на структуру и свойства. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2002. Т. 24. № 11. С. 1525–1536.

114. Ажажа В.М., Горбенко Ю.В., Ковтун Г.П., Ладыгин А.Н., Малыхин Д.Г., Рудычева Т.Ю., Свердлов В.Я., Тихоновский М.А., Щербань А.П., Жеманюк П.Д., Коломойцев А.Г., Клочихин В.В. Структура монокристаллов никелевых сплавов НВ-4 и ЖС-32ВИ *Высокочистые металлические и полупроводниковые материалы: сборник докладов 8-го Международного симпозиума (Харьков, 22-27 апреля, 2002)*. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. С. 52–56.

115. Фаткуллин О.Х., Сидоров В.В., Бабилова Р.Ф. Новое в технологии производства перспективных жаропрочных сплавов за рубежом. Серия 10. *Материаловедение*. М.: Воениздат, 1983. 280 с.

116. Цивирко Э.И., Мошкевич Г.И., Улитенко А.Н., Бялик Г.А. Комплексный контроль качества конструкционной стали / под ред. Ю.А. Шульте. К.: Техніка, 1986. 126 с.

117. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Наумик В. В. Об испытании турбинных лопаток на угол изгиба. *Металлургия машиностроения*. 2016. № 4. С. 50–51.

118. Erickson Gary L. Polycrystalline Cast Superalloys. *ASM International. Materials Park*. Ohio, 1989. P. 980–994.

119. Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Влияние состава и технологических факторов на структуру и свойства никелевых сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. № 9. С. 19–23.

120. Цивирко Э. И., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Наумик В. В., Лунёв В. В. Процессы кристаллизации, структура и свойства отливок из никелевых жаропрочных сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. № 10. С. 13–17.

121. Цивірко Е. І., Клочихін В. В., Коломойцев О. Г., Наумик В. В. Об'ємна та спрямована кристалізація нікелевих сплавів. *Металознавство та обробка металів*. 2000. № 3. С. 5–11.

122. Наумик В. В. Клочихин В. В., Цивирко Э. И., Лунёв В. В. Влияние управляемой кристаллизации на структуру и свойства отливок из жаропрочных

сплавов. *Литейное производство*. 2011. № 4 С. 13–16.

123. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Производство жаропрочных никелевых сплавов из технологического литейного возврата. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* [Електрон. ресурс]: матеріали XI Міжнародної науково-практичної конференції (Київ, 23 квітня 2013 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2013. С. 196–200.

124. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Получение шихтовых заготовок жаропрочных никелевых сплавов из 100 % литейного возврата. Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: материалы IV Международной научно-технической конференции (Краматорск, 30 сентября – 4 октября 2013 г.). Краматорск: ДГМА, 2013. С. 106–107.

125. Клочихін В. В., Жеманюк П. Д., Наумик В. В., Цивірко Е. І. Вдосконалення технологічних процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток турбін із використанням повернення. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* [Електрон. ресурс]: матеріали XII Всеукраїнської науково-практичної конференції (Київ, 15 квітня 2014 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2014. С. 464–476.

126. Клочихін В. В., Наумик В. В. Отримання економічних відповідальних виливків з жароміцних нікелевих сплавів з використанням ливарного повернення. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні – 2019* [Електрон. ресурс]: матеріали XI Міжнародної наук.-техн. конф. (Київ, 30–31 травня, 2019). Київ: НТУУ «КПІ», 2019. С 93–94.

127. Klochikhin V., Naumyk V. Improvement of technological processes obtaining a heat-resistant nickel alloys for turbine blades using foundry return / V.Klochikhin. MS and T 2019 – *Materials Science and Technology*. 2019. P. 1454–1458.

128. Клочихин В. В., Коломойцев А. Г., Бялик Г. А., Наумик В. В. Трещиноустойчивость отливок из жаропрочных никелевых сплавов. Неметалеві включення і гази в ливарних сплавах: збірник наукових праць IX міжнародної

наук.-техн. конф. Запоріжжя: ЗДТУ, 2000. С.24–26.

129. Жаропрочность литейных сплавов и защита от их окисления / Под ред. Б.Е. Патона. Киев: “Наукова думка”, 1987. 256 с.

130. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Влияние температурного градиента на фронте кристаллизации на структуру жаропрочных никелевых сплавов ЖС32-ВИ и НВ-4. *Металл и литьё Украины*. 2014. № 7 (254). С. 24–28.

131. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Рудычева Т. Ю., Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Педаш А. А. Роль теплофизических условий в процессе формирования структуры при направленной кристаллизации жаропрочных сплавов на никелевой основе. *Вопросы атомной науки и техники*. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (14). 2004. № 6. С. 128–135.

132. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Саенко С. Ю., Холомеев Г. А., Рудычева Т. Ю., Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А. Исследование микроструктуры жаропрочных никелевых сплавов, прошедших баротермическую обработку. *Машиностроение и техносфера XXI века: Сборник трудов XIII международной научно-технической конференции* (г. Севастополь, 11 – 16 сентября, 2006). Донецк: ДонНТУ, 2006. С. 29-34.

133. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А. Получение монокристаллических изделий из жаропрочных суперсплавов на Ni-основе кристаллизационно-деформационным методом. *Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий: труды четвертой международной конференции* (Жуковка, Большая Ялта, 18–22 сентября, 2006). Жуковка, Большая Ялта, 2006. С. 143.

134. Ладыгин А.Н., Ажажа В.М., Свердлов В.Я. Перспективные направления развития технологии получения лопаток газотурбинных двигателей. *Людина і космос: міжнар. молодіжна наук.-практ. конф.* (Дніпропетровськ, 13-14 квітня 2006 р.). НЦАОМУ. 2006. С. 328.

135. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Кондратов А. А., Богуслаев А. В., Клочихин В. В. Влияние условий кристаллизации на макроскопический фронт кристаллизации и структурное совершенство монокристаллов Ni-сплавов. *Вісник Харківського університету*. 2007. № 781. Випуск 3(35). С. 73–80.

136. Барабаш О.М., Войнаш В.З. Стабильность плоского фронта кристаллизации сплавов системы Ni–W. I. В окрестности точки конгруэнтного плавления Ni 15% ат. W. *Металлофизические новейшие технологии*. 2000. Т. 22, № 2. С. 94–98.

137. Барабаш О.М., Войнаш В.З. Область восходящего ликвидуса. *Металлофизические новейшие технологии*. 2000. Т. 22. № 3. С. 100–102.

138. Чернов А.А., Гиваргизов Е.И., Богдасаров Х.С. Современная кристаллография. В 4-х томах. Образование кристаллов. М.: «Наука», 1980. Т. 3. 408 с.

139. Эллиот Р. Управление эвтектическим затвердеванием. М.: Металлургия, 1987. 352 с.

140. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Структура и свойства металлов и сплавов. Кристаллическая структура металлов и сплавов: Справочник. К.: Наукова думка, 1986. 387 с.

141. Засимчук Н.К. Комментарии к статьям О.М. Барабаша, В.З. Войнича «Стабильность плоского фронта кристаллизации сплавов системы Ni–W I – II» // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2000. Т. 22. № 3. С. 103–104.

142. Засимчук Н.К. Физические условия достижения оптимальной структуры монокристаллов разбавленных металлических сплавов, выращиваемых из расплава. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2001. т. 23, № 3. С. 293–323.

143. Ажажа В. М., Горбенко Ю. В., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В. Влияние условий кристаллизации на структуру и механические свойства никелевого сплава ЖС32-ВИ. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (Часть II)*: сборник докладов 3-й Международной конференции (Харьков, 9-13 сентября, 2002). Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. С. 39–42.

144. Клочихин В.В., Цивирко Э.И., Жеманюк П.Д., Лысенко Н.А., Мьяльница Г.Ф., Федотов Е.Н. Рафинирование литейных отходов никелевых

жаропрочных сплавов методом низкотемпературного вакуумного переплава и направленной кристаллизации в печах ПМП-4М. *Специальная металлургия: вчера сегодня, завтра*: Материалы Международной науч.-техн. конф. (8 – 9 октября 2002 г., г. Киев). К.: ИВЦ. Видавництво “Політехніка”, 2002. С. 68–72.

145. Клочихин В. В., Цивирко Э. И., Ладохин С. В. Рафинирование жаропрочных никелевых сплавов для литья лопаток методом направленной кристаллизации. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (Часть II)*: сборник докладов 3-й Международной конференции (Харьков, 9-13 сентября, 2002). Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. С. 42–45.

146. Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И. Влияние различных способов рафинирования на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов. *Машиностроение и техносфера XXI века*: сборник трудов Международной науч.-техн. конф. (Севастополь, 8–14 сентября, 2003). Донецк: ДонНТУ, 2003. Т. 2. С. 50–55.

147. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследование и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристалльных лопаток. *Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях*: материалы 4-й ежегодной промышленной конференции с международным участием и выставки (п. Славское, Карпаты 2-7 февраля, 2004). Киев: УИЦ "Наука. Техника, Технология", 2004. С. 154–157.

148. Klochihin V., Taran V., Tsivirko E., Vovk V. Refinement technology for heat resistant alloys wastes to cast monocrystal blades. *66th World Foundry Congress*, 6–9 September, 2004. Istanbul, Turkey. P. 1495–1500.

149. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследование и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристалльных лопаток. *Вестник двигателестроения*. 2007. № 2. С. 102–105.

150. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследования и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристалльных лопаток. *Молодежь в авиации: новые решения и перспективные технологии*: тезисы докладов Международной молодежной научно-технической конференции

(Алушта, 15–18 мая, 2007). Алушта, 2007. С. 244–245.

151. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Свойства жаропрочных никелевых сплавов после ВТОР. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2000. № 1. С. 41–46.

152. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Рафинирование сплава ЖСЗДК-ВИ высокотемпературной обработкой расплава. *Неметалеві включення і газу в ливарних сплавах: збірник наукових праць ІХ міжнародної наук.-техн. конф. Запоріжжя: ЗДТУ, 2000. С. 38–40.*

153. Лысенко Н. А., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследования новых механизмов структурного упрочнения жаропрочных сплавов. *Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Международный сб. науч. трудов. Донецк: ДонГТУ, 2001. Вып.17. С. 32–36.*

154. Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Коломойцев А. Г., Цивирко Э. И. Улучшение структуры и свойств отливок после ВТОР. *Повышение качества и экономичности литейных процессов: материалы международной научно-технической конференции. Одесса: ОГПУ, 2000. С. 30–33.*

155. Душейко В.А., Корчагина Л. И., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Влияние термовременной обработки расплава на структуру и свойства сплавов ЭИ437 и ЖСЗЛС. *Нові конструкційні сталі та стопи та методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів: збірник наук. праць. Запоріжжя: ЗДТУ, 1998. С. 78–79.*

156. Tsivirko É. I., Zhemanyuk P. D., Klochikhin V. V., Naumik, V.V., Lunev V. V. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2001. № 43(9-10). P. 382–386.

157. Клочихин В.В., Цивирко Э.И., Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А. Высокотемпературный дифференциально-термический анализ сплава ЖС32-ВИ. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (Часть II): сборник докладов 4-ой Международной конференции. Харьков: ХАЭУ, 2003. С. 48–50.*

158. Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Фазовые и структурные превращения при высокотемпературной обработке расплава жаропрочного сплава. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2003. № 1. С. 10–14.

159. Клочихин В. В., Цивирко Э. И., Лысенко Н. А., Жеманюк П. Д. Рафинирование сплава ЖС32-ВИ для отливок направленной кристаллизации. *Машиностроение и техносфера XXI века: сборник трудов IX Международной науч.-техн. конференции (Севастополь, 9-15 сентября, 2002)*. Донецк: ДонНТУ, 2002. Т. 1. С. 249–253.

160. Клочихин В. В., Гнатенко О. В., Наумик В. В. Влияние высокотемпературной термовременной обработки на качество сплава ЖС32-ВИ. *Металлургия машиностроения*. 2013. № 3. С. 35–39.

161. Клочихин В. В., Гнатенко О. В., Наумик В. В. Влияния высокотемпературной термовременной обработки расплава (ВТОР) на качество сплава ЖС32-ВИ. *Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок: тезисы докладов X Международной научно-технической конференции (Алушта, 23–28 сентября, 2013)*. Запорожье: АО «Мотор Сич», 2013. С. 89–91.

162. Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Использование нанотехнологий в литейном производстве. *Вісник ДДМА*. 2011. № 4 (25). С. 23–28.

163. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Разработка комплексной технологии получения ответственных отливок из жаропрочных никелевых сплавов. *Компрессорное и энергетическое машиностроение*. 2012. № 1 (27). С. 47–51.

164. Богуслаев, А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Модифицирование жаропрочного сплава наночастицами углерода. *Литейное производство*. 2012. № 7. С. 10–13.

165. Клочихин В. В., Гречанюк Н. И., Смашнюк Ю. А., Гречанюк И. Н., Наумик В. В. Структура и свойства слитков, полученных электронно-лучевым

переплавом кондиционных возвратных отходов жаропрочного сплава ЖС26-ВИ. *Современная электрометаллургия*. 2017. №4. С. 17–27.

166. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Гречанюк Н. И., Наумик В. В. Направленная кристаллизация отливок из возвратных отходов сплава ЖС26-ВИ, рафинированных электронно-лучевым переплавом. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 1. С. 40–46.

167. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Гречанюк Н. И., Наумик В. В. Исследование качества материала слитков, полученных методом электронно-лучевого переплава из 100 % отходов сплава НВ-4. *Металл и литьё Украины*. 2018. № 1–2 (296 – 297). С. 16–21.

168. Аникин Ю. Ф., Добкина Ю. Г., Клочихин В. В., Ладохин С. В., Жеманюк П. Д. Совмещенная индукционная и электронно-лучевая плавка литейных отходов жаропрочных сплавов ЖСЗДК и ЖС26-ВИ. *Проблемы специальной электрометаллургии*. 2002. № 2. С. 43–49.

169. Ladokhin S. V., Anikin Yu. F., Zemanyuk P. D., Klochihin V.V. Innovation in Superalloys Melting for Gas Turbine Engines Casting Production. *65th World Foundry Congress: Proceedings of the 65th World Foundry Congress, Gyeongyu, Korea, October 20 – 24, 2002*. P. 1033–1036.

170. Гнатенко О. В., Клочихин В. В., Наумик В. В. Производство жаропрочного никелевого сплава с использованием возврата. *Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: материалы II международной научно-технической конференции (Краматорск, 7–14 сентября, 2009)*. Краматорск: ДГМА, 2009. С. 56–57.

ДОДАТОК А

УТВЕРЖДАЮ

Ректор
Национального университета
«Запорожская политехника»

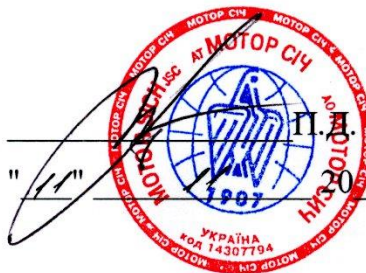


С.Б. Беликов

"15" 20 19 г.

УТВЕРЖДАЮ

Технический директор
АО "Мотор – Сич"



П.Д. Жеманюк

"11" 20 19 г.

АКТ

опробования разработанной методики испытания
литых лопаток газотурбинных двигателей на угол загиба

"11" 11 20 19 г.

г. Запорожье

Настоящий акт составлен комиссией в составе:

Председателя комиссии: главного конструктора АО "Мотор – Сич"
Подгорского К.Н.

Членов комиссии: заместителя главного металлурга АО "Мотор – Сич"
Тарарина В.В.; начальника центральной заводской лаборатории Селивёрстова А.Г.;
доцента кафедры "Машины и технология литейного производства" НУ
«Запорожская политехника», к.т.н., доц. Иванова В.Г.; профессора кафедры
"Машины и технология литейного производства" НУ «Запорожская политехника»,
д.т.н., проф. Наумика В.В.; соискателя кафедры "Машины и технология литейного
производства" НУ «Запорожская политехника» Клочихина В.В.

Комиссия рассмотрела результаты опытно-промышленного опробования
разработанной методики испытания на угол загиба при сравнительных
испытаниях лопаток турбины вентилятора, отлитых на установках УППФ-3М из
сплава ЖСЗДК-ВИ по серийной технологии и с применением ВТОР.

В основе данной работы лежат идеи, разработки, рекомендации и

материалы кандидатской диссертации Клочихина В.В.

Опробование проводили в сентябре – октябре 2019 г.

По серийной технологии сплав перегревался до температуры 1600 °С и заливался в формы при температуре 1560 °С. По опытной технологии с ВТОР сплав перегревался до температуры 1830 °С и заливался в формы при температуре 1560 °С.

Исследуемая лопатка укладывалась на опоры, имеющие радиус 20 мм и расположенные на расстоянии $100 \pm 0,5$ мм, и нагружалась определенным усилием в средней части закругленным (радиус 10мм) пуансоном.

Испытания показали, что лопатки, изготовленные по серийной технологии, разрушились с образованием трещин на внешней поверхности радиуса при угле загиба 10...17°, а лопатки после ВТОР выдерживали угол загиба 80...90° без образования трещин.

Таким образом, предложенная методика показала достаточную чувствительность к уровню чистоты сплава по вредным примесям и улучшению структурных составляющих литых лопаток, а соответственно, к улучшаемому фактору (ВТОР) металлургического производства.

Результаты опробования позволяют рекомендовать разработанную методику испытаний лопаток на угол загиба в практику оценки качества лопаток в производстве.

Акт выдан в связи с защитой кандидатской диссертации.

Председатель комиссии:



К.Н. Подгорский

Члены комиссии:



В.В. Тарарин

А.Г. Селивёрстов

В.В. Наумик

В.Г. Иванов

В.В. Клочихин

ДОДАТОК Б

УТВЕРЖДАЮ

Ректор
Национального университета
«Запорожская политехника»



С.Б. Беликов

" 11 " 20 19 г.

УТВЕРЖДАЮ

Технический директор
АО "Мотор – Сич"



П.Д. Жеманюк

" 11 " 20 19 г.

АКТ

опробования метода рафинирования сплавов совмещенным
вакуумно-индукционным и электронно-лучевым переплавом

" 11 " 11 20 19 г.

г. Запорожье

Настоящий акт составлен комиссией в составе:

Председателя комиссии: начальника центральной заводской лаборатории
Селивёрстова А.Г.;

Членов комиссии: заместителя главного металлурга АО "Мотор – Сич"
Тарарина В.В.; начальника литейного цеха Милонина Е.В.; профессора кафедры
"Машины и технология литейного производства" НУ «Запорожская
политехника», д.т.н., проф. Наумика В.В.; доцента кафедры "Машины и
технология литейного производства" НУ «Запорожская политехника», к.т.н., доц.
Иванова В.Г.; соискателя кафедры "Машины и технология литейного
производства" НУ «Запорожская политехника» Клочихина В.В.

Комиссия рассмотрела результаты опытно-промышленного опробования
метода рафинирования сплавов совмещенным вакуумно-индукционным и
электронно-лучевым переплавом.

При реализации данного метода использованы идеи, разработки, рекомендации и материалы кандидатской диссертации Клочихина В.В.

Опробование проводили в мае – июне 2019 г.

Совмещенным вакуумно-индукционным (ВИП) и электронно-лучевым (ЭЛП) переплавом из механически очищенных литейных отходов (литники, прибыли) жаропрочных никелевых сплавов ЖС26, ЖС32 и ЖСЗДК были получены стандартные пальчиковые образцы диаметром 12 мм и слитки диаметром 90 мм методом равноосной кристаллизации.

Технология ВИП+ЭЛП позволила заметно уменьшить глубины усадочной раковины и центральной пористости по сравнению с серийной выплавкой.

Загрязненность слитков, полученных по серийной технологии ВИП, по пленам и шлаковым включениям была заметно выше по сравнению с опытным металлом. Совмещенный процесс ВИП+ЭЛП, по сравнению с серийным (ВИП), обеспечил измельчение структурных составляющих слитков, особенно в нижней части.

Совмещенная технология позволила получить в слитках сплавов ЖС26 и ЖС32 более однородную микротвердость, свидетельствующую о меньшем развитии осевой ликвации, особенно в средней части слитков.

Совмещенный процесс ВИП+ЭЛП переплава литейных отходов жаропрочных никелевых сплавов по сравнению с серийной технологией ВИП лучше очищает металл от вредных примесей (железо, свинец, кислород), позволяет получать слитки (шихтовую заготовку) с меньшими усадочной раковинной и пористостью, с равномерным распределением и более дисперсными структурными составляющими, с меньшим развитием ликвационных процессов.

Изменяя мощность электронного луча можно повышать эффективность рафинирования литейных отходов. При этом, в отличие от высокотемпературной обработки расплава, процесс ВИП+ЭЛП не требует специальных огнеупоров для плавильного тигля, системы напуска инертного газа и его самого.

Результаты опробования позволяют рекомендовать метод рафинирования сплавов совмещенным вакуумно-индукционным и электронно-лучевым

переплавом для использования при производстве жаропрочных никелевых сплавов для дальнейшего изготовления ответственных отливок авиационного машиностроения.

Акт выдан в связи с защитой кандидатской диссертации.

Председатель комиссии:



11.11.19

А.Г.Селивёрстов

Члены комиссии:



11.11.19

В.В. Тарарин



11.11.19

Е.В. Милонин



11.11.19

В.В. Наумик



11.11.19

В.Г. Иванов



11.11.19

В.В. Клочихин

ДОДАТОК В

УТВЕРЖДАЮ

Ректор
Национального университета
«Запорожская политехника»



С.Б. Беликов

"15" 20 19 г.

УТВЕРЖДАЮ

Технический директор
АО "Мотор – Сич"



Т.Д. Жеманюк

"11" 20 19 г.

АКТ

Внедрения технологии производства жаропрочных никелевых сплавов
с использованием технологического возврата

"11" 11 20 19 г.

г. Запорожье

Настоящий акт составлен комиссией в составе:

Председателя комиссии: начальника центральной заводской лаборатории
Селивёрстова А.Г.;

Членов комиссии: заместителя главного металлурга АО "Мотор – Сич"
Тарарина В.В.; начальника литейного цеха Милонина Е.В.; профессора кафедры
"Машины и технология литейного производства" НУ «Запорожская
политехника», д.т.н., проф. Наумика В.В.; доцента кафедры "Машины и
технология литейного производства" НУ «Запорожская политехника», к.т.н., доц.
Иванова В.Г.; соискателя кафедры "Машины и технология литейного
производства" НУ «Запорожская политехника» Клочихина В.В.

Комиссия рассмотрела результаты внедрения в производство технологии
получения жаропрочных никелевых сплавов с использованием технологического

возврата в условиях АО "Мотор – Сич".

В основе указанной технологии лежат идеи, разработки, рекомендации и материалы кандидатской диссертации Клочихина В.В.

Разработанная технология предусматривает очистку поверхностных зон литейного возврата дробеструйной обработкой с последующей обдувкой электрокорундом и травлением; проведение высокотемпературной обработки раплава при температуре 1850°C в течение 10 мин и последующую плавку в вакуумной плавильной установке «ULVAC» FM-1-2-100.

Опробовано в производственных условиях и налажено производство сплава ЖС6К-ВИ с использованием в шихте до 80 % технологического литейного возврата, а также сплавов ЖСЗДК-ВИ, ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ с использованием в шихте 100 % технологического литейного возврата.

Заливку расплавленного металла в кокиль осуществляли через керамический фильтр.

Химический состав полученных прутковых заготовок по высоте удовлетворительный, соответствует требованиям технических условий и находится примерно на одном уровне.

Загрязнения металла в виде шлаковых включений, скоплений карбонитридов, плен и т.п. в исследованных заготовках, полученных с использованием фильтра, не обнаружены.

Микроструктура полученных представляет собой γ -твердый раствор с наличием интерметаллидной γ' -фазы, эвтектической (γ - γ')-фазы, карбидов, и карбонитридов, соответствует их стандартному литому состоянию.

Механические и жаропрочные свойства исследованных образцов соответствуют требованиям соответствующей нормативно-технической документации.

Согласно проведенным расчётам (табл. 1) примерный годовой экономический эффект от внедрения указанной технологии производства жаропрочных никелевых сплавов с использованием технологического литейного возврата за 2019 г. составляет 7700 тыс. грн.

Таблица 1 – Примерный расчёт величины годового экономического эффекта от внедрения технологии производства жаропрочных никелевых сплавов с использованием технологического литейного возврата.

Марка сплава	Стоимость свежего сплава, грн./кг	Стоимость технологического возврата, грн./кг	Годовое потребление технологического возврата, кг	Годовой экономический эффект, тыс. грн.
ЖС6К-ВИ	2000	1200	3000	2400
ЖСЗДК-ВИ	2000	1200	2500	2000
ЖС26-ВИ	2500	1400	2000	1800
ЖС32-ВИ	4000	2500	1000	1500
Итого				7700

Акт выдан в связи с защитой кандидатской диссертации и не является основанием для финансовых претензий.

Председатель комиссии:



А.Г. Селивёрстов

Члены комиссии:



В.В. Тарарин



Е.В. Милонин



В.В. Наумик



В.Г. Иванов



В.В. Клочихин

ДОДАТОК Г

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НДР та МД

НУ «Запорізька політехніка»

Місце: (організація, назва організації (підприємства))

Зав. Наумик

підпис _____ ПІБ

03 березня 2020 р.

К.П. _____

А.П. _____

впровадження результатів НДР

03 березня 2020 р.

м. Запоріжжя

Складено комісією у складі:

Голови зав.каф. МІТЛВ, доц., д.т.н. Іванов В.Г.

посада, ПІБ

члени комісії доценти каф. МІТЛВ Кудін В.В., Парахневич Є.М.

посада, ПІБ

Комісія провела роботу по визначенню фактичного впровадження дисертаційного дослідження Ключихіна Володимира Валерійовича «Матеріалознавчі основи процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток турбін з використанням технологічного звороту», що проводилося у рамках науково-дослідної роботи ДБ 02319 Розробка та випробування імпортозамінних та ресурсозберігаючих технологій

назва та № роботи

виробництва високоякісного литва з кольорових сплавів для авіадвигунів подвійного призначення (№ держресстрації 0119U100527)

виконаної у НУ «Запорізька політехніка» згідно наказу МОН України № 96 від 31.01.2019 р. та Тематичного плану наукових досліджень та розробок, які виконує НУ «Запорізька політехніка» за рахунок коштів державного бюджету у 2019 р.

та установила, що результати вказаної роботи впроваджені у НУ «Запорізька політехніка» на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва»

Назва організації (підприємства), структурного підрозділу

Вид та об'єм впровадження Технологія виготовлення якісних жароміцних нікелевих сплавів з використанням технологічного звороту і застосуванням сучасних методів рафінування впроваджено у курси «Теорія металургійних процесів» та «Ливарні сплави і плавка».

Досягнуті технічні результати, їх рівень підвищення якості підготовки студентів спеціалізацій «Обладнання та технології ливарного виробництва» та «Ливарне виробництво чорних і кольорових металів і сплавів».

Річний економічний ефект від впровадження складає (тис. грн.) _____

Складено в 5 прим.: 1-й прим. В НДЧ НУ «Запорізька політехніка»

2-5 прим. виконавцю.

Голова комісії

Члени комісії

_____ підпис
_____ підпис
_____ підпис

В.Г. Іванов
(П.І.Б.)В.В. Кудін
(П.І.Б.)Є.М. Парахневич
(П.І.Б.)

ДОДАТОК Д
ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у фахових наукових виданнях

1. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Свойства жаропрочных никелевых сплавов после ВТОР. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2000. № 1. С. 41–46.

2. Цивірко Е. І., Клочихін В. В., Коломойцев О. Г., Наумик В. В. Об'ємна та спрямована кристалізація нікелевих сплавів. *Металознавство та обробка металів*. 2000. № 3. С. 5–11.

3. Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Влияние состава и технологических факторов на структуру и свойства никелевых сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. № 9. С. 19–23.

[Scopus; Google Scholar]

4. Цивирко Э. И., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Наумик В. В., Лунёв В. В. Процессы кристаллизации, структура и свойства отливок из никелевых жаропрочных сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. № 10. С. 13–17. **[Scopus; Google Scholar]**

5. Tsivirko É. I., Zhemanyuk P. D., Klochikhin V. V., Naumik, V.V., Lunev V. V. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2001. № 43(9-10). P. 382–386. **[Scopus; Web of Science; Google Scholar]**

6. Аникин Ю. Ф., Добкина Ю. Г., Клочихин В. В., Ладохин С. В., Жеманюк П. Д. Совмещенная индукционная и электронно-лучевая плавка литейных отходов жаропрочных сплавов ЖСЗДК и ЖС26-ВИ. *Проблемы специальной электрометаллургии*. 2002. № 2. С. 43–49. **[Scopus]**

7. Ажажа В. М., Ковтун Г. П., Ладыгин А. Н., Малыхин Д. Г., Рудычева Т. Ю., Свердлов В. Я., Тихоновский М. А., Щербань А. П., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В. Микроструктура и свойства монокристаллов никелевого сплава НВ-4. Влияние условий кристаллизации на структуру и

свойства. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2002. Т. 24. № 11. С. 1525–1536.

[Web of Science; Google Scholar]

8. Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Фазовые и структурные превращения при высокотемпературной обработке расплава жаропрочного сплава. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2003. № 1. С. 10–14.

9. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Рудычева Т. Ю., Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Педаш А. А. Роль теплофизических условий в процессе формирования структуры при направленной кристаллизации жаропрочных сплавов на никелевой основе. *Вопросы атомной науки и техники*. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (14). 2004. № 6. С. 128–135. [Google Scholar]

10. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Кондратов А. А., Богуслаев А. В., Клочихин В. В. Влияние условий кристаллизации на макроскопический фронт кристаллизации и структурное совершенство монокристаллов Ni-сплавов. *Вісник Харківського університету*. 2007. № 781. Випуск 3(35). С. 73–80. [Google Scholar]

11. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследование и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристалльных лопаток. *Вестник двигателестроения*. 2007. № 2. С. 102–105.

12. Наумик В. В., Клочихин В. В., Цивирко Э. И., Лунёв В. В. Влияние управляемой кристаллизации на структуру и свойства отливок из жаропрочных сплавов. *Литейное производство*. 2011. № 4 С. 13–16. [Міжнародне видання]

13. Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Использование нанотехнологий в литейном производстве. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2011. № 4 (25). С. 23–28. [Google Scholar]

14. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Разработка комплексной технологии получения ответственных отливок из жаропрочных никелевых сплавов. *Компрессорное и энергетическое машиностроение*. 2012. № 1 (27). С. 47–51.

15. Богуслаев, А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В.

Модифицирование жаропрочного сплава наночастицами углерода. *Литейное производство*. 2012. № 7. С. 10–13. **[Міжнародне видання]**

16. Клочихин В. В., Гнатенко О. В., Наумик В. В. Влияние высокотемпературной термовременной обработки на качество сплава ЖС32-ВИ. *Металлургия машиностроения*. 2013. № 3. С. 35–39. **[Міжнародне видання]**

17. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Влияние температурного градиента на фронте кристаллизации на структуру жаропрочных никелевых сплавов ЖС32-ВИ и НВ-4. *Металл и литьё Украины*. 2014. № 7 (254). С. 24–28.

18. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Гречанюк Н. И., Наумик В. В. Направленная кристаллизация отливок из возвратных отходов сплава ЖС26-ВИ, рафинированных электронно-лучевым переплавом. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 1. С. 40–46.

19. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Наумик В. В. Об испытании турбинных лопаток на угол изгиба. *Металлургия машиностроения*. 2016. № 4. С. 50–51. **[Міжнародне видання]**

20. Клочихин В. В., Гречанюк Н. И., Смашнюк Ю. А., Гречанюк И. Н., Наумик В. В. Структура и свойства слитков, полученных электронно-лучевым переплавом кондиционных возвратных отходов жаропрочного сплава ЖС26-ВИ. *Современная электрометаллургия*. 2017. №4. С. 17–27.

21. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Гречанюк Н. И., Наумик В. В. Исследование качества материала слитков, полученных методом электронно-лучевого переплава из 100 % отходов сплава НВ-4. *Металл и литьё Украины*. 2018. № 1–2 (296 – 297). С. 16–21.

22. Klochikhin V., Naumyk V. Improvement of technological processes obtaining a heat-resistant nickel alloys for turbine blades using foundry return / V.Klochikhin. *MS and T 2019 – Materials Science and Technology*. 2019.P. 1454–1458. **[Scopus; Index Copernicus; Eurasian Scientific Journal Index]**

Тези в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій

23. Душейко В.А., Корчагина Л. И., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Влияние

термовременной обработки расплава на структуру и свойства сплавов ЭИ437 и ЖСЗЛС. *Нові конструкційні сталі та стопи та методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів*: збірник наук. праць. Запоріжжя: ЗДТУ, 1998. С. 78–79.

24. Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Коломойцев А. Г., Цивирко Э. И. Улучшение структуры и свойств отливок после ВТОР. *Повышение качества и экономичности литейных процессов*: материалы международной научно-технической конференции. Одесса: ОГПУ, 2000. С. 30–33.

25. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Рафинирование сплава ЖСЗДК-ВИ высокотемпературной обработкой расплава. *Неметалеві включення і гази в ливарних сплавах*: збірник наукових праць ІХ міжнародної наук.-техн. конф. Запоріжжя: ЗДТУ, 2000. С. 38–40.

26. Клочихин В. В., Коломойцев А. Г., Бялик Г. А., Наумик В. В. Трещиноустойчивость отливок из жаропрочных никелевых сплавов. *Неметалеві включення і гази в ливарних сплавах*: збірник наукових праць ІХ міжнародної наук.-техн. конф. Запоріжжя: ЗДТУ, 2000. С.24–26.

27. Лысенко Н. А., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследования новых механизмов структурного упрочнения жаропрочных сплавов. *Прогрессивные технологии и системы машиностроения*: Международный сб. науч. трудов. Донецк: ДонГТУ, 2001. Вып.17. С. 32–36.

28. Ажажа В.М., Горбенко Ю.В., Ковтун Г.П., Ладыгин А.Н., Малыхин Д.Г., Рудычева Т.Ю., Свердлов В.Я., Тихоновский М.А., Щербань А.П., Жеманюк П.Д., Коломойцев А.Г., Клочихин В.В. Структура монокристаллов никелевых сплавов НВ-4 и ЖС-32ВИ *Высокочистые металлические и полупроводниковые материалы*: сборник докладов 8-го Международного симпозиума (Харьков, 22-27 апреля, 2002). Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. С. 52–56.

29. Клочихин В. В., Цивирко Э. И., Лысенко Н. А., Жеманюк П. Д. Рафинирование сплава ЖС32-ВИ для отливок направленной кристаллизации. *Машиностроение и техносфера XXI века*: сборник трудов ІХ Международной науч.-техн. конференции (Севастополь, 9-15 сентября, 2002). Донецк: ДонНТУ,

2002. Т. 1. С. 249–253.

30. Ажажа В. М., Горбенко Ю. В., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В. Влияние условий кристаллизации на структуру и механические свойства никелевого сплава ЖС32-ВИ. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (Часть II)*: сборник докладов 3-й Международной конференции (Харьков, 9-13 сентября, 2002). Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. С. 39–42.

31. Клочихин В.В., Цивирко Э.И., Жеманюк П.Д., Лысенко Н.А., Мьяльница Г.Ф., Федотов Е.Н. Рафинирование литейных отходов никелевых жаропрочных сплавов методом низкотемпературного вакуумного переплава и направленной кристаллизации в печах ПМП-4М. *Специальная металлургия: вчера сегодня, завтра*: Материалы Международной науч.-техн. конф. (8 – 9 октября 2002 г., г. Киев). К.: ИВЦ. Издательство “Політехніка”, 2002. С. 68–72.

32. Ladokhin S. V., Anikin Yu. F., Zemanyuk P. D., Klochihin V.V. Innovation in Superalloys Melting for Gas Turbine Engines Casting Production. *65th World Foundry Congress: Proceedings of the 65th World Foundry Congress, Gyeongyu, Korea, October 20 – 24, 2002*. P. 1033–1036.

33. Клочихин В. В., Цивирко Э. И., Ладохин С. В. Рафинирование жаропрочных никелевых сплавов для литья лопаток методом направленной кристаллизации. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (Часть II)*: сборник докладов 3-й Международной конференции (Харьков, 9-13 сентября, 2002). Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. С. 42–45.

34. Клочихин В.В., Цивирко Э.И., Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А. Высокотемпературный дифференциально-термический анализ сплава ЖС32-ВИ. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (Часть II)*: сборник докладов 4-ой Международной конференции. Харьков: ХАЭУ, 2003. С. 48–50.

35. Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И. Влияние различных способов рафинирования на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов. *Машиностроение и техносфера XXI века*: сборник трудов Международной науч.-техн. конф. (Севастополь, 8–14 сентября, 2003). Донецк:

ДонНТУ, 2003. Т. 2. С. 50–55.

36. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследование и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристалльных лопаток. *Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях: материалы 4-й ежегодной промышленной конференции с международным участием и выставки* (п. Славское, Карпаты 2-7 февраля, 2004). Киев: УИЦ "Наука. Техника, Технология", 2004. С. 154–157.

37. Klochihin V., Taran V., Tsivirko E., Vovk V. Refinement technology for heat resistant alloys wastes to cast monocrystal blades. *66th World Foundry Congress*, 6–9 September, 2004. Istanbul, Turkey. P. 1495–1500.

38. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Саенко С. Ю., Холомеев Г. А., Рудычева Т. Ю., Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А. Исследование микроструктуры жаропрочных никелевых сплавов, прошедших баротермическую обработку. *Машиностроение и техносфера XXI века: Сборник трудов XIII международной научно-технической конференции* (г. Севастополь, 11 – 16 сентября, 2006). Донецк: ДонНТУ, 2006. С. 29-34.

39. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А. Получение монокристаллических изделий из жаропрочных суперсплавов на Ni-основе кристаллизационно-деформационным методом. *Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий: труды четвертой международной конференции* (Жуковка, Большая Ялта, 18–22 сентября, 2006). Жуковка, Большая Ялта, 2006. С. 143.

40. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследования и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристалльных лопаток. *Молодежь в авиации: новые решения и перспективные технологии: тезисы докладов Международной молодежной научно-технической конференции* (Алушта, 15–18 мая, 2007). Алушта, 2007. С. 244–245.

41. Гнатенко О. В., Клочихин В. В., Наумик В. В. Производство жаропрочного никелевого сплава с использованием возврата. *Перспективные*

технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: материалы II международной научно-технической конференции (Краматорск, 7–14 сентября, 2009). Краматорск: ДГМА, 2009. С. 56–57.

42. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Производство жаропрочных никелевых сплавов из технологического литейного возврата. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* [Електрон. ресурс]: матеріали XI Міжнародної науково-практичної конференції (Київ, 23 квітня 2013 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2013. С. 196–200.

43. Клочихин В. В., Гнатенко О. В., Наумик В. В. Влияния высокотемпературной термовременной обработки расплава (ВТОР) на качество сплава ЖС32-ВИ. *Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок*: тезисы докладов X Международной научно-технической конференции (Алушта, 23–28 сентября, 2013). Запорожье: АО «Мотор Сич», 2013. С. 89–91.

44. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Получение шихтовых заготовок жаропрочных никелевых сплавов из 100% литейного возврата. *Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве*: материалы IV Международной научно-технической конференции (Краматорск, 30 сентября – 4 октября 2013 г.). Краматорск: ДГМА, 2013. С. 106–107.

45. Клочихін В. В., Жеманюк П. Д., Наумик В. В., Цивірко Е. І. Вдосконалення технологічних процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток турбін із використанням повернення. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* [Електрон. ресурс]: матеріали XII Всеукраїнської науково-практичної конференції (Київ, 15 квітня 2014 р.). Київ: НТУУ «КПІ», 2014. С. 464–476.

46. Клочихін В. В., Наумик В. В. Отримання економічних відповідальних виливків з жароміцних нікелевих сплавів з використанням ливарного повернення. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні – 2019* [Електрон. ресурс]: матеріали XI Міжнародної наук.-техн. конф. (Київ, 30–31 травня, 2019). Київ: НТУУ «КПІ», 2019. С. 93–94.