

УДК 621.1

DOI: 10.32326/1814-9146-2022-84-4-559-569

**О ВЛИЯНИИ МИКРОСТРУКТУРНЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ
НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА
НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН65КМВЮБ***

© 2022 г.

**Бердник О.Б., Царева И.Н.,
Кривина Л.А., Тарасенко Ю.П.**

*Институт проблем машиностроения РАН – филиал Федерального
исследовательского центра «Институт прикладной физики РАН»,
Нижний Новгород, Российская Федерация*

berdник80@mail.ru

Поступила в редакцию 21.06.2022

Представлены результаты экспериментального исследования структуры и прочностных свойств жаропрочного никелевого сплава марки ХН65КМВЮБ, который применяется для изготовления рабочих лопаток турбин газотурбинных установок. Для исследований были взяты образцы с разным структурным состоянием, вырезанные из двух разных партий заготовок для изготовления рабочих лопаток. Обе партии заготовок прошли предварительную горячую пластическую деформацию (ковку) и термическую обработку (аустенизацию и старение). Проведен детальный анализ микроструктуры и механических характеристик сплава. Образцы из первой партии обладали эталонной структурой с равномерным распределением упрочняющих фаз, вторая партия образцов имела дефектную структуру с ярко выраженной разнотернистостью, строчечностью и неравномерным распределением упрочняющих фаз. Проведение микроструктурного анализа и релаксационных испытаний с использованием микрообразцов, вырезанных из зон с повышенной разнотернистостью, оказался более информативным, чем стандартный подход, рекомендуемый ГОСТом, который не отражает реальной картины при отрицательном изменении микроструктуры материала и не является чувствительным к наличию микродефектов в структуре сплава. Исследование позволило установить влияние неравномерного распределения упрочняющих фаз и разнотернистости на механические характеристики. Особенно чувствительными показателями оказались предел микропластичности и длительная прочность. Зафиксировано значительное снижение величины микропластичности и времени до разрушения для образца с некондиционной структурой сплава. Показано, что обнаруженные изменения структурных и прочностных свойств в материале могут существенно снижать работоспособность или приводить к отказам ответственных деталей.

Ключевые слова: никелевый сплав, микроструктура, разнотернистость, карбидная фаза, механические характеристики, длительная прочность.

* Выполнено в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2021–2023 гг. по теме №0030-2021-0025.

Введение

Теоретические и экспериментальные исследования структуры и физико-механических свойств жаропрочных никелевых сплавов, используемых в современном двигателестроении при изготовлении деталей горячего тракта турбин, являются актуальными для обеспечения безаварийной эксплуатации высоконагруженных деталей и своевременного определения возможных причин отказов. Эксплуатационные свойства жаропрочных никелевых сплавов, такие как кратковременная и длительная прочность, определяются термической стабильностью структуры γ -матрицы, прочностными характеристиками γ -твердого раствора, размерами, формой и количеством упрочняющих фаз, оптимальным соотношением параметров кристаллических решеток γ - и γ' -фаз. Обязательной операцией является контроль состояния микроструктуры материала высокоответственных деталей как на всех стадиях производства, так и в течение всего срока их эксплуатации.

Методика эксперимента

Объектами исследования являлись две серии образцов из жаропрочного никелевого сплава ХН65КМВЮБ, вырезанные из разных партий штампованных заготовок, предназначенных для изготовления рабочих лопаток турбин. Обе партии заготовок прошли предварительную горячую пластическую деформацию (ковку в условиях производства согласно техническим условиям завода изготовителя) и термическую обработку в условиях завода в режимах: аустенизация (температура нагрева 1160 ± 10 °С, время выдержки 5 часов, время охлаждения 30–60 минут в печи до 950 °С, далее на воздухе) и старение (температура нагрева 850 ± 10 °С, время выдержки 15 часов, охлаждение на воздухе). Образцы из 1-й партии были с эталонной микроструктурой, 2-я партия образцов была с разнотермической структурой, предположительно полученной при горячей пластической деформации.

Металлографические исследования выполнялись на шлифах после их травления на оптических микроскопах Microkon met 6.5.9 и Axio Observer. При исследованиях контролировался размер зерна по ГОСТу 5639, распределение и размеры карбидной фазы – по ГОСТу 8233. Количественный анализ интерметаллидной γ' -фазы проводился на растровом электронном микроскопе VEGA TESCAN II при увеличениях от 1000 до 20000. Для определения механических характеристик материала были вырезаны образцы в продольном направлении. Испытания на растяжение при комнатной температуре (тип образца III по ГОСТу 1497) проводились на разрывной машине Inspekt 100 table; испытания на растяжение при температуре 800 °С (тип I по ГОСТу 9651) – с использованием машины серии KAPPA (модификации KAPPA 050 DC); испытания на длительную прочность проводились при температуре 800 °С и нагрузке 392 Н/мм² по ГОСТу 10145 (ATS 2330WINCCS). Погрешность измерения нагрузки составляла 0,5% при температуре 1 °С. Испытание на ударный изгиб (КСУ) проводилось при комнатной температуре на маятниковом копре МК-30 по ГОСТу 9454. Фрактографический анализ изломов образцов осуществлялся на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEOL JSM-6490. Испытания на релаксацию проводились согласно ГОСТу 57173 на автоматизированной установке релаксационных испытаний с использованием программного обеспечения АУР1. Твердость по Бринеллю (НВ) измерялась ультразвуковым твердомером МЕТ-У1 по ГОСТу 22761-77.

Качество финишной механической обработки образцов оценивалось по па-

раметру шероховатости R_a от 0,25 мкм (9б-класс) до 0,50 мкм (8б-класс) (по ГОСТу 2789-73).

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Проведенный металлографический анализ двух партий образцов показал, что у материала 1-й партии границы зерен никелевой матрицы сплава четкие, ровные, упрочнены равномерно расположенными дисперсными выделениями карбидной фазы (рис. 1а, б). Отдельные крупные (размером ~3–5 мкм), близкие к глобулярной форме частицы карбидов выделились по телу зерен (рис. 1в). Расположенные на границах зерен карбидные частицы имеют размер 0,5–4,5 мкм. Размер зон составляет ~3 мкм. Никелевая матрица равномерно упрочнена интерметаллидной фазой кубоидной морфологии, равномерно расположена по телу зерна. Средний размер включений 0,3–0,7 мкм (рис. 1з). В микроструктуре выявлены довыделения мелкодисперсной сферической интерметаллидной фазы (0,05–0,1 мкм) вдоль границ зерен. Количество γ' -фазы составляет ~42%.

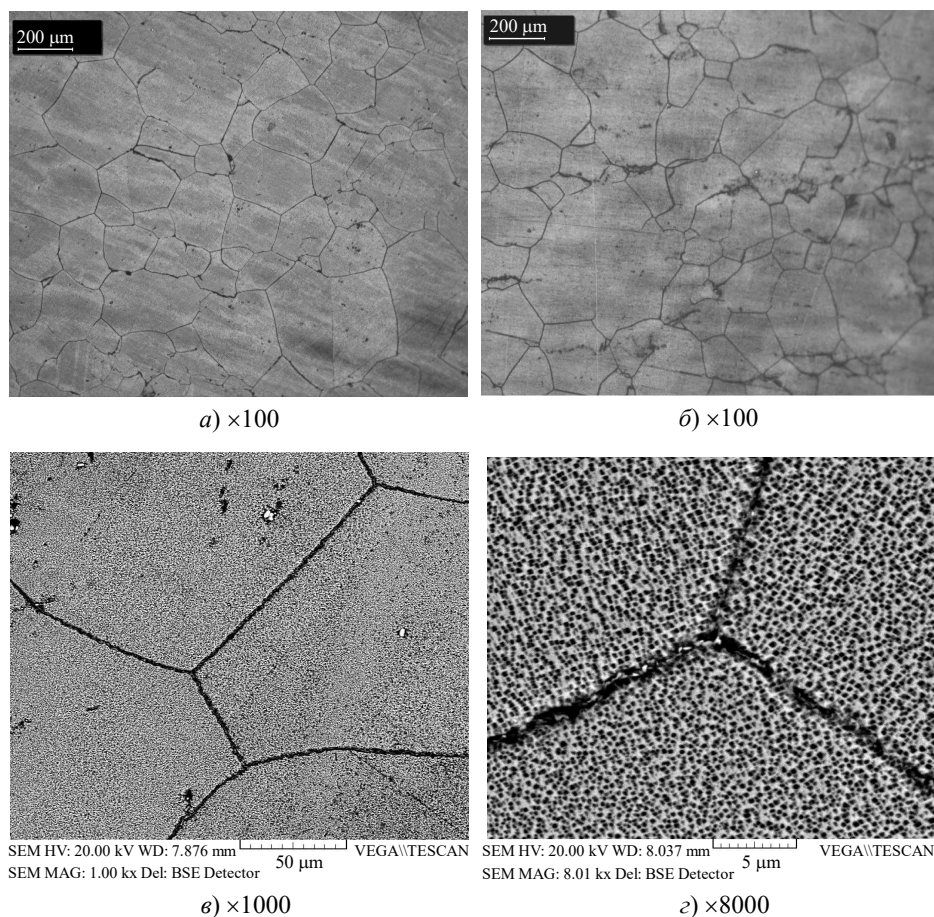


Рис. 1. Микроструктура образцов материала из 1-й партии

Для микроструктуры сплава 2-й партии характерна разнотернистость, выявленная во всем объеме материала образца. Средний размер зерна никелевой матрицы

составляет от 85 до 105 мкм. Разброс по размеру зерен от 20 до 500 мкм, встречаются отдельные крупные зерна до 525 мкм (рис. 2).

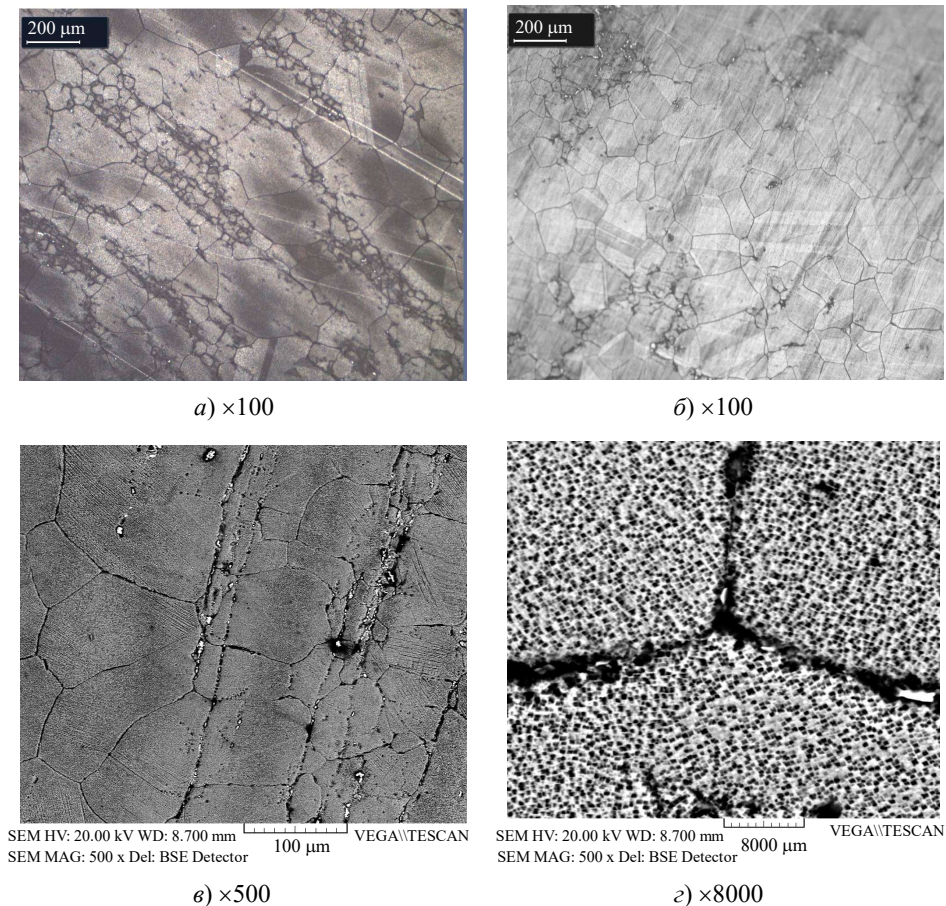


Рис. 2. Микроструктура материала образцов из 2-й партии

Известно, что на границах разнотернистого металла в процессе эксплуатации могут возникать трещины, так как объемы крупного и мелкого зерна по-разному деформируются [1–5]. В микроструктуре сплава зафиксированы двойниковые границы в отдельных зернах (рис. 2а, б). Двойники деформации наблюдаются, как правило, при низкотемпературной деформации, двойники отжига для данных сплавов не характерны [6, 7]. Границы зерен γ -матрицы – четкие, упрочнены дисперсными выделениями карбидной фазы. Отдельные крупные частицы (размером ~ 3 мкм) карбидов, расположенные по границам зерен, имеют вытянутую форму. На границах зерен обнаружены скопления мелких ($\sim 0,5$ – $3,0$ мкм) карбидных частиц, их локальные скопления имеют размер зон до 10 мкм (рис. 2в, з). Никелевая матрица упрочнена интерметаллидной γ' -фазой, равномерно расположенной по объему зерна и имеющей правильную кубическую форму. Размер частиц γ' -фазы составляет 0,2–0,35 мкм, их количество составляет ~ 35 – 40% (см. рис. 2з). Характерной особенностью жаропрочных сплавов является высокая температура рекристаллизации, поэтому отклонение от режима деформации способствует появлению в металле полугорячего на-

лепа, что при последующей термической обработке приводит к разнотерности или груботерности. Это часто объясняется попаданием металла в область критических степеней деформации [8–10].

Результаты механических характеристик макрообразцов (предел прочности σ_B , условный предел текучести σ_{02} , относительные удлинение δ и сужение ψ) при комнатной и повышенной (800 °С) температурах соответствуют литературным данным для сплава ХН65КМВЮБ [11–13]. Испытания на ударный изгиб (КСУ) показали удовлетворительный результат (таблица 1).

Таблица 1

Механические характеристики материала

| Объект исследования | $T_{исп}, ^\circ\text{C}$ | $\sigma_B, \text{МПа}$ | $\sigma_{02}, \text{МПа}$ | $\delta, \%$ | $\psi, \%$ | КСУ, кгс·м/см ² |
|-----------------------|---------------------------|------------------------|---------------------------|--------------|-------------|----------------------------|
| ТУ 108.02.125-87 | 20 | ≥ 1078 | 637–784 | $\geq 14,0$ | $\geq 15,0$ | $\geq 3,0$ |
| | 800 | ≥ 813 | ≥ 588 | $\geq 8,0$ | $\geq 12,0$ | – |
| Образцы из 1-й партии | 20 | 1212 | 740 | 21,2 | 19,8 | 6,0 |
| | | 1194 | 730 | 18,6 | 26,0 | 6,2 |
| Образцы из 2-й партии | 20 | 1259 | 773 | 25,2 | 26,4 | 5,7 |
| | | 1247 | 771 | 22,4 | 23,8 | 6,0 |
| | 800 | 949 | 645 | 23,5 | 35,0 | – |

Результаты релаксационных испытаний образцов показали, что при удовлетворительных и близких средних значениях истинного предела текучести (для материала образцов из 1-й партии $\sigma_T = 730$ МПа; для материала из 2-й партии $\sigma_T = 727$ МПа) выявлен разброс значений (от 715 до 750 МПа) у образцов из 2-й партии, что подтверждено анализом микроструктуры (см. рис. 2). Значения предела микропластичности σ_0 для образца из 1-й партии в 1,2 раза выше, чем для материала из 2-й партии (таблица 2). Различия в значениях микропластичности для образцов из 1-й и 2-й партий могут отражать изменение микроструктуры. Соотношение характеристик σ_T/σ_0 для образцов из 1-й партии имеет разброс 1,56–1,67, для материала 2-й партии соотношение характеристик 1,89–2,0 [14, 15].

Таблица 2

Механические характеристики, полученные из релаксационных испытаний

| Объект исследования | Номер | $\sigma_0, \text{МПа}$ | $\sigma_0^{\text{среднее}}, \text{МПа}$ | $\sigma_T, \text{МПа}$ | $\sigma_T^{\text{среднее}}, \text{МПа}$ |
|-----------------------|-------|------------------------|---|------------------------|---|
| Образцы из 1-й партии | 1 | 470 | 453 | 735 | 730 |
| | 2 | 435 | | 725 | |
| Образцы из 2-й партии | 3 | 375 | 377 | 715 | 727 |
| | 4 | 375 | | 750 | |
| | 8 | 380 | | 715 | |

Фрактографический анализ изломов проводился на образцах после испытаний на ударный изгиб. По характеру силовых воздействий – это изломы однократного динамического нагружения, излом хрупкий, интеркристаллический, крупнозернистый. По макрогеометрии поверхности изломы однородны, представляют собой одну область зарождения трещины, которая быстро переходит в распространение (зоны распространения трещины не видно), так как образцы хрупкие. Зоны долома и зоны утяжки нет, что свидетельствует о малой пластической деформации (рис. 3, 4). Очага разрушения не обнаружено. В изломах образцов обеих исследуемых партий присутствуют включения. Характерных дефектов строения изломов не обнаружено.

По шероховатости изломы однородны. На исследуемых образцах прослеживается межзеренное разрушение (см. рис. 4). Изломы представляют собой совокупность фасеток скола, но более крупный скол и более крупные части зерен в изломе наблюдаются у образца из 2-й партии с разнотерной структурой (см. рис. 4б) [16–19].

На рис. 3 представлен вид изломов образца из 1-й партии (а, в, д) и образца из 2-й партии (б, г, е); показаны боковая часть поверхности изломов ($\times 7,5$) – а, б и поверхности излома ($\times 7,5$) – в, г, д, е.

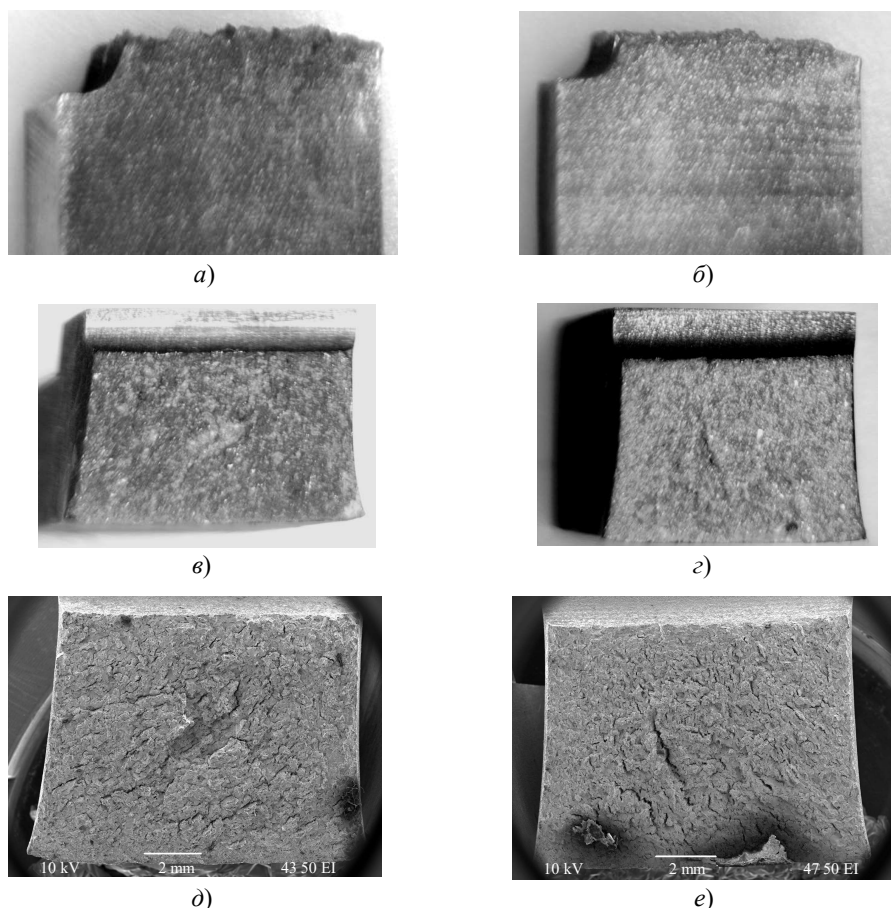


Рис. 3. Общий вид изломов, полученных при испытании на ударную вязкость

На рис. 4 показан вид центральной части изломов образца из 1-й партии (а, в, д) и образца из 2-й партии (б, г, е).

Результаты измерения твердости по Бринеллю на образцах показали, что средние значения превышают нормируемые значения (285–350 НВ по требованиям ТУ) для данного никелевого сплава выше требований технической документации на ~25–60 НВ. Максимальные значения на всех образцах на 70–120 НВ превышают нормируемые значения твердости (таблица 3). Измерения показали, что повышенные значения наблюдаются в зонах структурных неоднородностей. В локальных зонах с мелкодисперсной зеренной структурой матрицы микротвердость достигает значений $H = 480\text{--}520 \text{ кг/мм}^2$. Увеличение твердости приводит к снижению пластичности и повышению склонности материала к хрупкому разрушению [20, 21].

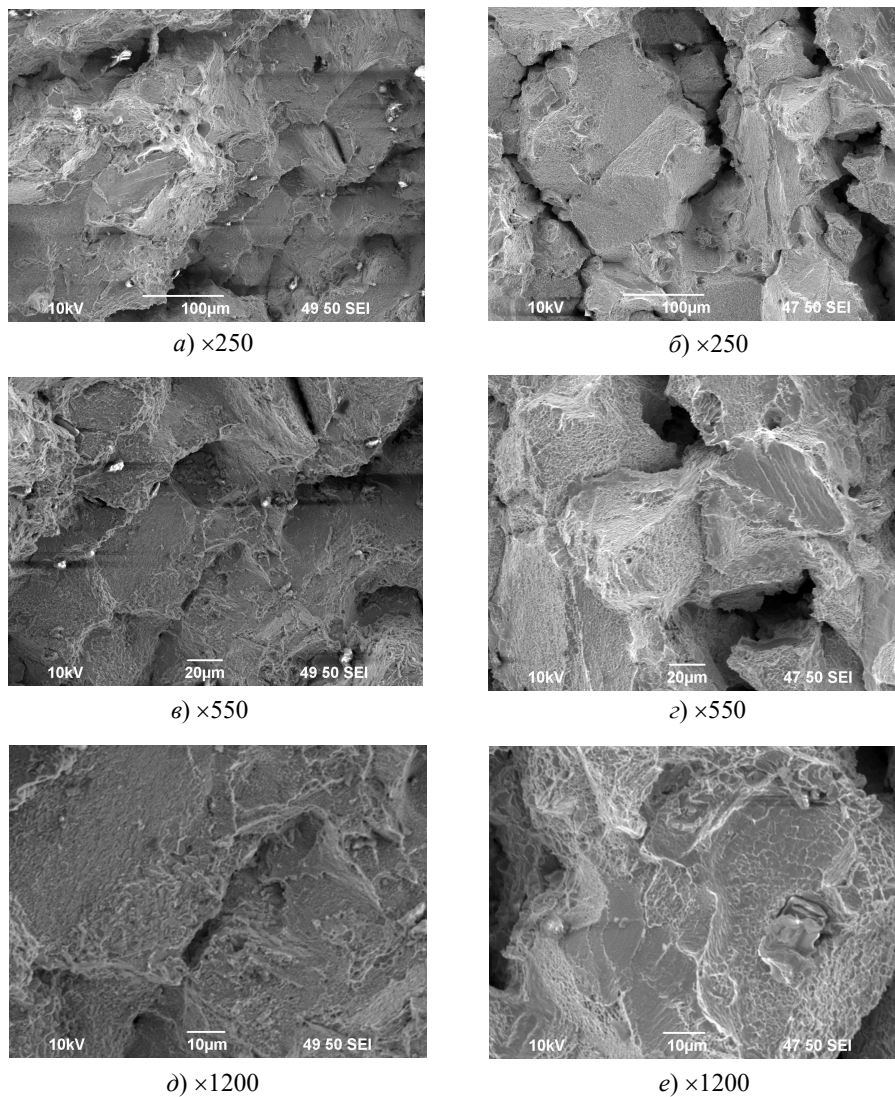


Рис. 4. Вид центральной части изломов

Таблица 3

Результаты измерений твердости материала образцов

| Объект исследования | Твердость НВ, кг/мм ² | | |
|-----------------------|----------------------------------|---------------------|-----------------------|
| | НВ ^(min) | НВ ^(max) | НВ ^(сред.) |
| Образцы из 1-й партии | 351 | 479 | 402 |
| | 351 | 456 | 396 |
| | 360 | 450 | 413 |
| Образцы из 2-й партии | 309 | 467 | 390 |
| | 338 | 396 | 374 |
| | 337 | 420 | 378 |

По результатам высокотемпературных испытаний на длительную прочность (при 800 °С и нагрузке 392 Н/мм²) образец из 1-й партии выдержал 100,1 часа (без

разрушения), образец из 2-й партии разрушился после 86 часов (таблица 4). По требованиям, материал образца должен выдерживать без разрушения 100 часов [22, 23].

Таблица 4

| Результаты испытаний на длительную прочность | |
|--|-------------------------|
| Объект исследования | Время испытания, час |
| ТУ 108.02.125-87 | 100,1 (без разрушения) |
| Образец из 1-й партии | 100,1 (без разрушения) |
| Образец из 2-й партии | 86,0 (образец разрушен) |

Заключение

При анализе микроструктуры двух партий образцов жаропрочного никелевого сплава марки ХН65КМВЮБ (первая партия с качественной структурой, вторая – с явно выраженной разнородностью) было установлено, что значения предела прочности и условного предела текучести, полученные при проведении стандартных механических испытаний, не отражают наличия дефектов микроструктуры. Релаксационные испытания на миниатюрных образцах оказались наиболее чувствительным методом, они показали связь изменения микроструктуры и механических характеристик. Значительное снижение величины предела микропластичности отражает изменение зеренной структуры материала. Наличие разнородности также повлияло на снижение длительной прочности материала. При анализе состояния сплавов и назначении ресурсов изделий необходимо применять комплексный подход оценки микроструктуры и механических характеристик.

Список литературы

1. Новиков И.И. и др. *Металловедение*. В 2-х т. Т. 1. *Основы металловедения*. М.: ИД МИСиС, 2009. 496 с.
2. Царева И.Н., Бердник О.Б., Разов Е.Н. Разработка технологии продления ресурса турбинных лопаток из сплава ХН65ВМТЮ. *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета*. 2011. №3 (27). С. 240–247.
3. Bowen J.R., Gholinia A., Roberts S.M., Prangnell P.B. Analysis of the billet deformation behavior in equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering A*. 2000. Vol. 287. Iss. 1. P. 87–99. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00834-0.
4. Gazder A.A., Dalla Torre F., Gu C.F., Davies C.H.J., Pereloma E.V. Microstructure and texture evolution of BCC and FCC metals subjected to equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering A*. 2006. Vol. 415. Iss. 1-2. P. 126–139. DOI: 10.1016/j.msea.2005.09.065.
5. Скуднов В.А., Тарасенко Ю.П., Бердник О.Б. Выбор оптимальной рабочей температуры никелевых сплавов ЧС70-ВИ и ЧС88У-ВИ с позиции синергетики. *Технология материалов*. 2008. №12. С. 16–19.
6. Давыдов Д.И., Виноградова Н.И., Казанцев Н.В., Степанова Н.Н. Исследование структуры двух никелевых жаропрочных сплавов после высокотемпературной деформации. *Физика металлов и металловедение*. 2015. Т. 116. №2. С. 210–218. DOI: 10.7868/S0015323015020059.
7. Виноградова Н.И., Казанцева Е.В., Степанов Н.Н., Романов Е.П., Пирогов А.Н. Двойникование и фазовые превращения в жаропрочном сплаве ЭП-800 после динамического нагружения. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2008. №9. С. 28–32.
8. Lebedev A.A., Kosarchuk V.V. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steel. *International Journal of Plasticity*. 2000. Vol 16. Iss. 7-6. P. 749–767. DOI: 10.1016/S0749-6419(99)00085-6.
9. Furnémont Q. The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels: *These de doctorat*

(Dissertation). Belgique, Université catholique de Louvain. 2003. 187 p. <https://hdl.handle.net/2078.1/206250>.

10. Miller M.P., McDowell D.L. The effect of stress state on the large strain inelastic deformation behavior of 304L stainless steel. *Journal of Engineering Materials and Technology*. 1996. Vol. 118. Iss. 1. P. 28–36. <https://doi.org/10.1115/1.2805930>.

11. http://metallicheckiy-portal.ru/marki_metallov

12. Захаров М.В., Захаров А.М. *Жаропрочные сплавы*. М.: Металлургия, 1972. 384 с.

13. Масленков С.Б. *Жаропрочные стали и сплавы. Справочник*. М.: Металлургия, 1983. 192 с.

14. Скуднов В.А., Чегуров М.К. *Релаксация напряжений в металлах и сплавах*. Н. Новгород: НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2010. 30 с.

15. Патент №2204817. *Способ определения технического состояния материалов элементов конструкции*. Чувильдеев В.Н., Мадянов С.А., Краев А.П., Нохрин А.В., Мельников Г.Ю., Груntenко Г.С., Никитюк В.М. Заявл. 2001126330/28. 28.09.2001. Оpubл. 20.05.03. 13 с.

16. Чегуров М.К., Сорокина С.А. *Основы фрактографического анализа изломов образцов из конструкционных сплавов*. Нижний Новгород: НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2018. 83 с.

17. Фридман Я.Б. *Анализ и строение изломов*. М.: Машгиз, 1960. 128 с.

18. Балтер М.А. *Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей*. М.: Машиностроение, 1987. 160 с.

19. РД 50-672-88 *Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация изломов металлов*. М.: Машиностроение, 1989. 22 с.

20. Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В. Характеристика пластичности, определяемая методом индентирования. *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*. 2011. №4. С. 182–187.

21. Milman Yu. V., Lojkowski W., Chugunova S.I., Lotsko D.V., Gridneva I.V., Golubenko A.A. Indentation technique for mechanical behaviour of nanomaterials (bulk and coatings). *Solid State Phenomena*. 2003. Vol. 94. P. 55–58. DOI: 10.4028/www.scientific.net/ssp.94.55.

22. Andersson R. Deformation characteristics of stainless steels: *These de doctorat (Dissertation)*. Division of manufacturing systems engineering. Luleå tekniska universitet. 2005. 191 p.

23. Iwamoto T., Tsuta T., Tomita Y. Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1998. Vol. 40. Iss. 2-3. P. 173–182. DOI: 10.1016/S0020-7403(97)00047-7.

References

1. Novikov I.I. et al. *Metallovedenie [Metal Science]*. In 2 vols. Vol. 1. *Osnovy metallovedeniya [Fundamentals of Metal Science]*. Moscow. ID MISiS Publ. 2009. 496 p. (In Russian).

2. Tsareva I.N., Berdnik O.B., Razov E.N. Razrabotka tekhnologii prodleniya resursa turbinykh lopatok iz splava KhN65VMTYu [Development of technology extension resource KhN65VMTYu alloy turbine blades]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta [Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering]*. 2011. No 3 (27). P. 240–247 (In Russian).

3. Bowen J.R., Gholinia A., Roberts S.M., Prangnell P.B. Analysis of the billet deformation behavior in equal channel angular extrusion. *Mater. Sci. Eng. A*. 2000. Vol. 287. Iss. 1. P. 87–99. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00834-0.

4. Gazder A.A., Dalla Torre F., Gu C.F., Davies C.H.J., Pereloma E.V. Microstructure and texture evolution of bcc and fcc metals subjected to equal channel angular extrusion. *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. Vol. 415. Iss. 1-2. P. 126–139. DOI: 10.1016/j.msea.2005.09.065.

5. Skudnov V.A., Tarasenko Yu. P., Berdnik O.B. Vybór optimalnoy rabochey temperatury nikelvykh spлавov ChS70-VI i ChS88U-VI s pozitsii sinergetiki [Selection of optimal operating temperature of nickel alloys of CHS70-VI and CHS88U-VI grades from view point of synergetics]. *Tekhnologiya materialov*. 2008. No 12. P. 16–19 (In Russian).

6. Davydov D.I., Vinogradova N.I., Kazantseva N.V., Stepanova N.N. Investigation of the structure of two heat-temperature nickel-based alloys after high-temperature deformation.

The Physics of Metals and Metallography. 2015. Vol. 116. No 2. P. 200–208. DOI: 10.1134/S0031918X15020052.

7. Vinogradova N.I., Kazantseva N.V., Stepanov N.N., Romanov E.P., Pirogov A.N. Dvoynikovanie i fazovye prevrashcheniya v zharoprochnom splave EP-800 posle dinamicheskogo nagruzheniya [Winning and phase transformations in EP-800 refractory alloy after dynamic loading]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment]. 2008. No 9. P. 28–32 (In Russian).

8. Lebedev A.A., Kosarchuk V.V. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steel. *Int. J. Plast.* 2000. Vol 16. Iss. 7-6. P. 749–767. DOI: 10.1016/S0749-6419(99)00085-6.

9. Furnémont Q. The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels: *These de doctorat (Dissertation)*. Belgique, Université catholique de Louvain. 2003. 187 p. <https://hdl.handle.net/2078.1/206250>.

10. Miller M.P., McDowell D.L. The effect of stress state on the large strain inelastic deformation behavior of 304L stainless steel. *J. Eng. Mater. Technol.* 1996. Vol. 118. Iss. 1. P. 28–36. <https://doi.org/10.1115/1.2805930>.

11. http://metallischekiy-portal.ru/marki_metallov

12. Zakharov M.V., Zakharov A.M. *Zharoprochnyye splavy* [Heat Resistant Alloys]. Moscow. Metallurgiya Publ. 1972. 384 p. (In Russian).

13. Maslennikov S.B. *Zharoprochnyye stali i splavy. Spravochnik* [Heat Resistant Steels and Alloys. Guide]. Moscow. Metallurgiya. 1983. 192 p. (In Russian).

14. Skudnov V.A., Chegurov M.K. *Relaksatsiya napryazheniy v metallakh i splavakh* [Relaxation of Stresses in Metals and Alloys]. Nizhny Novgorod. Nizhny Novgorod State Technical University Publ. 2010. 30 p. (In Russian).

15. Patent No 2204817. *Sposob opredeleniya tekhnicheskogo sostoyaniya materialov elementov konstruktivnykh splavov* [Procedure Establishing Technical State of Structural Members]. Chuvil'deev V.N., Madjanov S.A., Kraev A.P., Nokhrin A.V., Mel'nikov G.Ju., Gruntenko G.S., Nikitjuk V.M. Application: 2001126330/28, 28.09.2001. Date of publication: 20.05.2003. 13 p. (In Russian).

16. Chegurov M.K., Sorokina S.A. *Osnovy fraktograficheskogo analiza izlomov obraztsov iz konstruktivnykh splavov* [Fundamentals of Fractographic Analysis of Fractures of Samples from Structural Alloys]. Nizhny Novgorod. Nizhny Novgorod State Technical University Publ. 2018. 83 p. (In Russian).

17. Fridman Ya.B. *Analiz i stroenie izlomov* [Analysis and Structure of Fractures]. Moscow. Mashgiz Publ. 1960. 128 p. (In Russian).

18. Balter M.A. *Fraktografiya – sredstvo diagnostiki razrushennykh detaley* [Fractography is a Diagnostic Tool for Damaged Parts]. Moscow. Mashinostroyeniye Publ. 1987. 160 p. (In Russian).

19. RD 50-672-88 *Metodicheskiye ukazaniya. Raschety i ispytaniya na prochnost. Klassifikatsiya izlomov metallov* [RD 50-672-88 Methodical instructions. Calculations and Strength Tests. Classification of Fractures of Metals]. Moscow. 1989. 22 p. (In Russian).

20. Milman Yu.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V. Kharakteristika plastichnosti, opredelyayemaya metodom indentirovaniya [Plasticity characteristic obtained by indentation]. *Voprosy atomnoy nauki i tekhniki. Seriya: Fizika radiatsionnykh povrezhdeniy i radiatsionnoye materialovedeniye* [Problems of Atomic Science and Technology. Series Physics of Radiation Damages and Materials Science]. 2011. No 4 (98). P. 182–187 (In Russian).

21. Milman Yu.V., Lojkowski W., Chugunova S.I., Lotsko D.V., Gridneva I.V., Golubenko A.A. Indentation technique for mechanical behaviour of nanomaterials (bulk and coatings). *Solid State Phenomena*. 2003. Vol. 94. P. 55–58. DOI: 10.4028/www.scientific.net/ssp.94.55.

22. Andersson R. Deformation characteristics of stainless steels: *These de doctorat (Dissertation)*. Division of manufacturing systems engineering. Luleå tekniska universitet. 2005. 191 p.

23. Iwamoto T., Tsuta T., Tomita Y. Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics. *Int. J. Mech. Sci.* 1998. Vol. 40. Iss. 2-3. P. 173–182. DOI: 10.1016/S0020-7403(97)00047-7.

**ON THE EFFECT OF MICROSTRUCTURAL INHOMOGENEITIES
ON THE STRENGTH PROPERTIES OF A NICKEL ALLOY CRNi65COMOWALB***

Berdnik O.B., Tsareva I.N., Krivina L.A., Tarasenko Yu.P.

*Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences – Branch
of Federal Research Center “Institute of Applied Physics of the RAS”,
Nizhny Novgorod, Russian Federation*

berdnik80@mail.ru

Received by the Editor 2022/06/21

The article presents the results of an experimental study of the structure and strength properties of a heat-resistant nickel alloy of the CrNi65CoMoWAlB grade. This alloy is used for the manufacture of rotor blades for turbines of gas turbine plants. Ensuring the reliability of highly loaded parts is an integral part of the production process. For analysis, samples were taken with different structural states, which were cut from two different batches of blanks for the manufacture of rotor blades. Both batches of billets underwent preliminary hot plastic deformation (forging) and heat treatment (austenization and aging). Samples from the first batch had a reference structure with a uniform distribution of hardening phases, the second batch of samples had a defective structure with a pronounced uneven grain size, stitching and uneven distribution of hardening phases. A detailed analysis of the microstructure and mechanical characteristics of the alloy was carried out both using standard methods and non-standard research methods. Conducting microstructural analysis and relaxation tests using microsamples cut from zones with increased inhomogeneity showed that the standard approach recommended by standard does not reflect the real picture with a negative change in the microstructure of the material and is not sensitive to the presence of microdefects in the alloy structure. The study made it possible to establish the influence of the uneven distribution of hardening phases and inequigranularity on the mechanical characteristics. The limit of microplasticity and long-term strength turned out to be especially sensitive indicators. A significant decrease in the value of microplasticity and time to failure was recorded for a sample with a substandard alloy structure. The detected changes in the structural and strength properties in the material can significantly reduce the performance or lead to failures of critical parts.

Keywords: nickel alloy, microstructure, uneven grain size, carbide phase, mechanical characteristics, long-term strength.

*This work was supported by a government contract of Institute of Applied Physics of the Russian Academy of Sciences for fundamental research for 2021–2023, project No 0030-2021-0025 and work was supported by the RFBR, project No 20-08-00372.