

УДК 621.745.4

ВЛИЯНИЕ ВОЗВРАТА СОБСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖС6У. ЧАСТЬ 1. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА ЖС6У, ПОЛУЧЕННОГО С ПРИМЕНЕНИЕМ ВОЗВРАТА СОБСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА *

Колтыгин А.В., к.т.н., доцент кафедры «Литейные технологии и художественная
обработка материалов» (misistlp@mail.ru)

Баженов В.Е., к.т.н., доцент кафедры «Литейные технологии и художественная
обработка материалов» (V.E.Bagenov@gmail.com)

Базлов А.И., инженер лаборатории «Перспективные энергоэффективные
материалы» (andreibazlov@gmail.com)

Базлова Т.А., к.т.н., доцент кафедры «Литейные технологии и художественная
обработка материалов» (tbazlova@mail.ru)

Белов В.Д., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Литейные технологии и художественная
обработка материалов» (vdbelov@mail.ru)

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

Аннотация. Для изготовления литых лопаток газотурбинного двигателя используют дорогостоящие никелевые сплавы, причем на сами лопатки расходуется лишь небольшая их часть, остальное – это элементы литниково-питающей системы. Большая часть сплава после заливки представляет собой отходы, использование которых повторно в виде металлической шихты значительно снижает себестоимость лопаток. Однако использование возврата сопряжено с некоторыми рисками, связанными с возможностью загрязнения сплава неметаллическими включениями и угаром легирующих компонентов. Поэтому исследование последствий использования возврата собственного производства в изготовлении лопаток весьма актуально. В первой части статьи рассмотрено влияние возврата собственного производства на структуру и фазовый состав сплава ЖС6У-ВИ. Изучены образцы лопаток газотурбинного двигателя, изготовленные методом литья в оболочковые керамические формы из предварительно очищенного от загрязнений и остатков огнеупорной оболочковой формы возврата собственного производства сплава ЖС6У-ВИ. Исследованы образцы, вырезанные из замковой части лопатки и элементов литниковой системы, прилегающих к лопатке. Также изучены специально отлитые в медную форму цилиндрические образцы из исходного сплава ЖС6У-ВИ без использования возврата и с 50 и 100 % возврата в шихте. Исследование структуры проводили с применением электронной и оптической микроскопии. Идентификация фаз и структурных составляющих производилась по результатам микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) с использованием расчетов фазового состава в программе Thermo-Calc, опираясь на описанные в литературе сведения о возможных соединениях в жаропрочных никелевых сплавах. Содержание основных легирующих компонентов в полученных образцах (кроме углерода) определяли по данным МРСА. Исследования проводились на образцах в литом и отожженном в течение 4 ч при 1210 °С состояниях. Показано, что использование возврата в шихте принципиально не изменяет фазовый состав сплава ни при плавке в индукционной тигельной печи, ни при вакуумно-дуговом переплаве.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, лопатки, возврат собственного производства, ЖС6У, плавка, шихта, литье по выплавляемым моделям.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-5-360-365

ВВЕДЕНИЕ

Развитие индустрии газотурбинных двигателей (ГТД) идет путем повышения рабочей температуры газа на входе в турбину, что накладывает повышенные требования к качеству жаропрочных сплавов (ЖС) для деталей

горячего тракта ГТД [1 – 4]. С другой стороны, конкуренция на рынке ГТД требует постоянного снижения их себестоимости. Одним из популярных решений в этом направлении является широкое использование возврата ЖС для получения литых деталей ГТД, в частности лопаток, причем рекомендуемое количество возврата в плавке достигает 100 % [2, 5, 6].

В процессе переплава возврата происходит изменение химического состава сплава за счет угара легирую-

* Статья подготовлена по материалам работы, выполняемой в рамках постановления Правительства РФ № 218 от 09.04.2010 г. Госконтракт № 02.G25.31.0163.

щих компонентов, что ведет к необходимости корректировки состава, особенно по элементам, вводимым в сплав в незначительном количестве [7]. Примеси, попадающие в ЖС на основе никеля, крайне негативно сказываются на их свойствах. Особенно опасно введение примесей, образующих легкоплавкие фазы, ведущие к горячеломкости ЖС [8 – 11].

В первой части настоящей работы исследовалось влияние возврата в шихте на структуру и фазовый состав сплава ЖС6У-ВИ с целью определения допустимого количества возврата, позволяющего получить сплав, соответствующий марочному по химическому и фазовому составу.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Изучались образцы, вырезанные из замковой части лопатки и элементов литниковой системы, примыкающих к лопатке, отлитые в керамическую оболочковую форму в производственных условиях из переплавленного в индукционной тигельной печи возврата сплава ЖС6У-ВИ собственного производства. Отдельно готовились три образца сплава ЖС6У-ВИ, полученные путем вакуумного дугового переплава. В качестве шихтовых материалов использовались: в первом образце исходный сплав ЖС6У-ВИ производства АО «СМК» (г. Ступино, Россия); во втором образце 50 % шихты составляли отходы производства лопаток ГТД (элементы литниковой системы и бракованные отливки лопаток) и 50 % – исходный сплав; в третьем образце шихта представляла собой 100 % отходов производства лопаток ГТД.

Отходы предварительно подготавливались, но не переплавлялись. Они были очищены от загрязнений и окисленного поверхностного слоя с помощью металлической щетки и наждачной бумаги, а также промыты в концентрированной азотной кислоте и горячей воде, а после тщательной сушки использовались для приготовления сплава.

Плавка производилась в вакуумной дуговой печи Arc 200 производства Arcast Inc. с нерасходуемым вольфрамовым электродом и медным водоохлаждаемым тиглем. Масса плавки составляла 150 г. Плавку вели при остаточном давлении $3,5 \cdot 10^{-4}$ Па аргона марки 5.5 ТУ 20.11.11.121-006-45905715-2017 (ООО «НИИ КМ», г. Москва, Россия). Цилиндрические образцы диаметром 12 мм отливались в медную изложницу, имевшую комнатную температуру.

Полученные образцы подвергались термической обработке в муфельной лабораторной печи на воздухе при температуре 1210 °С в течение 4 ч с последующим охлаждением в потоке воздуха. Впоследствии из них методом искровой резки изготавливались плоские образцы на разрыв толщиной 1,2 мм, которые шлифовали с двух сторон на наждачной бумаге Р600 и Р1200 до толщины 1 мм, после чего использовали для испытания механических свойств.

Исследование микроструктуры и микрорентгено-спектральный анализ сплавов проводились с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN VEGA 3 SBH с приставкой энергодисперсионного микроанализа Oxford. Химический состав образцов сплавов определяли по результатам микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на площади 1×1 мм.

Равновесный фазовый состав сплава ЖС6У-ВИ при температурах 20 и 1210 °С рассчитывали с помощью программы Thermo-Calc, используя термодинамическую базу TCS Ni-based Superalloys Database TCNI8 [12].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследован образец лопатки, отлитой в производственных условиях из сплава, приготовленного полностью из возврата собственного производства путем его переплава в индукционной тигельной печи и разливки в оболочковую керамическую форму в вакууме. На рис. 1, а показана микроструктура лопатки в районе замковой части. С помощью МРСА исследован фазовый состав сплава. На рис. 1, б представлена микроструктура образца, вырезанного из области литника. Из-за меньшей скорости охлаждения частицы фаз там более крупные, что облегчало их идентификацию. Фазы, присутствующие в микроструктуре образца, идентифицировали, опираясь на описанные в литературе сведения о возможных соединениях в жаропрочных никелевых сплавах [13 – 16].

Для более точной идентификации фаз произведен расчет фазового состава сплава ЖС6У-ВИ при температурах 20 и 1210 °С (температура термообработки сплава ЖС6У по ТУ 1-92-177-91) с использованием программного обеспечения Thermo-Calc. Результаты расчета данного сплава, содержащего, % (по массе): 0,15 С; 5,4 Al; 2,7 Ti; 9 Cr; 9,9 Co; 59,3 Ni; 1 Nb; 1,6 Mo; 11 W представлены в табл. 1.

В результате расчета и анализа структуры литых образцов установлено, что основу структуры (рис. 1, а) составляют дендриты γ фазы, по границам которых расположена эвтектика $\gamma + \gamma'$ и скелетообразные выделения карбидов. Обнаружено несколько разновидностей карбидов (рис. 1, б). Выявлены частицы карбидов, состав которых хорошо описывается формулой $Me_{23}C_6$. Они содержат большое количество хрома, вольфрама и молибдена и, скорее всего, имеют формулу $(Cr, W, Mo)_{23}C_6$. Также в этой фазе в значительном количестве присутствуют кобальт и титан. Вторая группа частиц – карбиды никеля Ni_3C , в которых в значительном количестве растворены алюминий, титан, хром, кобальт и вольфрам. Кроме того, обнаружены карбиды типа MeC , которые можно описать общей формулой $(Ti, Nb, Mo, W)C$. На поверхности карбидов отмечено наличие частиц, содержащих большое количество циркония. Вероятно, их появление связано с использовани-

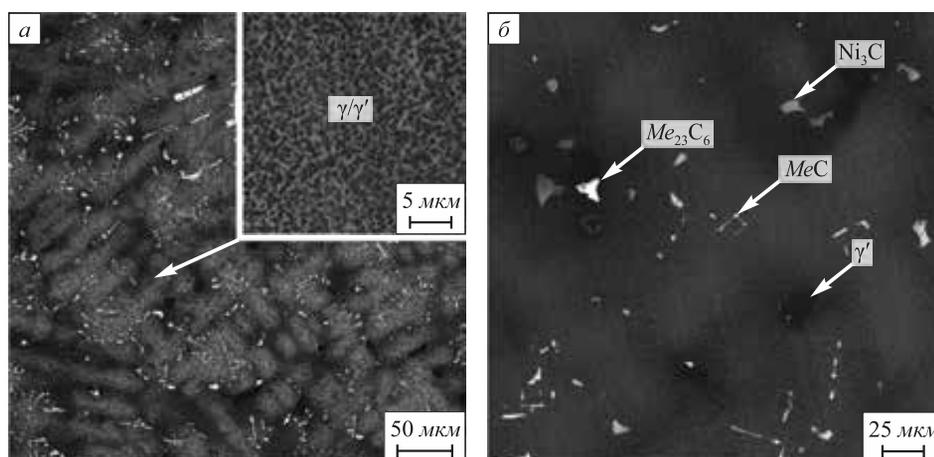


Рис. 1. Микроструктура сплава ЖС6У-ВИ, отлитого в оболочковую форму: тонкая часть лопатки (а); область литника, примыкающего к лопатке (б) (СЭМ)

Fig. 1. Microstructure of ZhS6U-VI alloy obtained by investment casting: thin part of blade (a); part of gate near blade (b) (SEM)

Таблица 1

Результаты расчета фазового состава сплава ЖС6У-ВИ

Table 1. Results of phase composition calculation of ZhS6U-VI alloy

| Температура, °С | Фаза | Доля фазы, % (по массе) | Объемная доля, % | Элементы, % (по массе)/% (ат.) | | | | | | | | |
|-----------------|---------------------------------|-------------------------|------------------|--------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| | | | | Ni | Co | Cr | W | Al | Ti | Nb | Mo | C |
| 1210 | γ' | 98,33 | 98,43 | 60,3 | 10,1 | 9,1 | 10,5 | 5,5 | 2,4 | 0,5 | 1,6 | – |
| | | | | 60,1 | 10,0 | 10,3 | 3,3 | 11,9 | 3,0 | 0,3 | 1,0 | 0,1 |
| | MeC | 0,98 | 1,26 | – | – | 0,1 | 5,6 | – | 32,9 | 47,3 | 0,4 | 13,8 |
| | | | | – | – | 0,1 | 1,3 | – | 28,9 | 21,4 | 0,2 | 48,2 |
| | (W) | 0,69 | 0,31 | – | – | 0,8 | 94,9 | – | – | 0,3 | 3,9 | – |
| | | | | 0,1 | 0,1 | 2,6 | 89,5 | – | – | 0,6 | 7,1 | – |
| 20 | Ni ₃ (Al,Ti) (γ') | 39,18 | 43,33 | 81,9 | 0,6 | 0,2 | – | 8,0 | 6,7 | 2,6 | – | – |
| | | | | 74,5 | 0,5 | 0,2 | – | 15,9 | 7,5 | 1,5 | – | – |
| | Ni ₃ Al (γ') | 30,79 | 32,56 | 81,4 | 1,0 | 10,0 | – | 7,3 | 0,2 | – | – | – |
| | | | | 74,1 | 0,9 | 10,3 | – | 14,5 | 0,2 | – | – | – |
| | R | 17,62 | 12,24 | – | 33,1 | 13,1 | 53,7 | – | – | – | – | – |
| | | | | 0,1 | 50,8 | 22,7 | 26,4 | – | – | – | – | – |
| | γ | 5,07 | 4,82 | 37,5 | 62,5 | – | – | – | – | – | – | – |
| | | | | 37,6 | 62,4 | – | – | – | – | – | – | – |
| | μ | 4,69 | 3,87 | 3,6 | 5,2 | 24,5 | 32,6 | – | – | – | 34,1 | – |
| | | | | 5,3 | 7,7 | 40,9 | 15,4 | – | – | – | 30,8 | – |
| | Me ₂₃ C ₆ | 2,65 | 3,18 | – | 3,8 | 90,5 | – | – | – | – | – | 5,7 |
| | | | | – | 2,8 | 76,5 | – | – | – | – | – | 20,7 |

ем возврата, недостаточно хорошо очищенного от огнеупорной оболочки, в изготовлении которой применялся оксид циркония, поскольку в составе исходного сплава этого элемента обнаружено не было. Темные выделения округлой формы, расположенные по границам дендритов (рис. 1, б), идентифицированы как соединения γ' эвтектического происхождения с растворенными в нем кобальтом и хромом.

Таким образом, использование возврата в шихте принципиально не изменяет фазовый состав сплава относительно описанного в литературе [13, 17 – 19] и рассчитанного с использованием программы Thermo-Calc (см. табл. 1), однако присутствие в структуре единичных частиц, содержащих цирконий, свидетельствует о наличии небольшого загрязнения металла в результате его переплава.

Для более подробного изучения влияния возврата при приготовлении расплава на качество отливок исследовали три образца с различным содержанием возврата в шихте, залитые в медную форму. Содержание основных легирующих компонентов в полученных образцах (кроме углерода) по данным МРСА показано в табл. 2.

Видно, что использование возврата в шихте практически не привело к отклонению химического состава сплава от марочного. Микроструктура и фазовый состав сплава также не изменяются при добавлении в шихту возврата. На рис. 2 представлена типичная структура образцов, выплавленных из первичного сплава + 50 % возврата в литом (а) и термообработанном (б) состоянии. Другие образцы, выплавленные из 100 % первичного сплава и 100 % возврата, имеют аналогичную микроструктуру.

Микроструктура сплава, отлитого в медную форму в литом состоянии, несколько отличается от полученной на образцах, отлитых в керамическую форму (см. рис. 1, а), но имеет те же структурные составляющие, характерные для сплава ЖС6У-ВИ [13, 20]. В структуре этого сплава преобладает γ фаза, являющаяся твердым раствором легирующих компонентов, пре-

жде всего Co, Cr, Mo в никеле. По границам дендритов γ фазы присутствуют выделения карбидов MeC и, возможно, $Me_{23}C_6$ ($Me = Cr, Mo, Ti, W, Nb$), но нет заметного количества крупных частиц γ' . Их отсутствие объясняется высокой скоростью охлаждения сплава в процессе кристаллизации в медной форме. Также не наблюдается и следов образования структуры γ/γ' в твердом растворе.

После термической обработки и быстрого охлаждения на воздухе сплав имеет практически однофазную структуру с мелкими вкраплениями карбидных включений MeC . Расчет показывает (см. табл. 1), что кроме карбидов должно присутствовать и незначительное количество выделений частиц твердого раствора на основе вольфрама (W), однако примененными методами анализа они обнаружены не были. Также можно наблюдать появление рассеянной пористости диффузионного происхождения, образовавшейся на месте растворившихся фаз (см. рис. 2, б).

Выводы

Использование в шихте до 100 % отходов производства лопаток ГТД позволяет, после специальной

Таблица 2

Результаты химического анализа образцов сплава ЖС6У-ВИ с различным содержанием возврата

Table 2. Chemical composition of ZhS6U-VI alloy with different scrap content

| Образец | Основные легирующие элементы, % (по массе) | | | | | | | |
|--------------------------------|--|------------|-----------|------------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| | Ni | Co | Cr | W | Al | Ti | Nb | Mo |
| ЖС6У-ВИ ТУ1-92-177-91 | | 9,0 – 10,5 | 8,0 – 9,5 | 9,5 – 11,0 | 5,1 – 6,0 | 2,0 – 2,9 | 0,8 – 1,2 | 1,2 – 2,4 |
| Первичный сплав | Основа | 9,9 | 9,0 | 11,1 | 5,4 | 2,7 | 1,0 | 1,6 |
| Первичный сплав +50 % возврата | | 9,8 | 9,2 | 11,1 | 5,3 | 2,7 | 1,0 | 1,6 |
| 100 % возврата | | 10,1 | 9,1 | 10,7 | 5,1 | 2,7 | 1,0 | 1,5 |

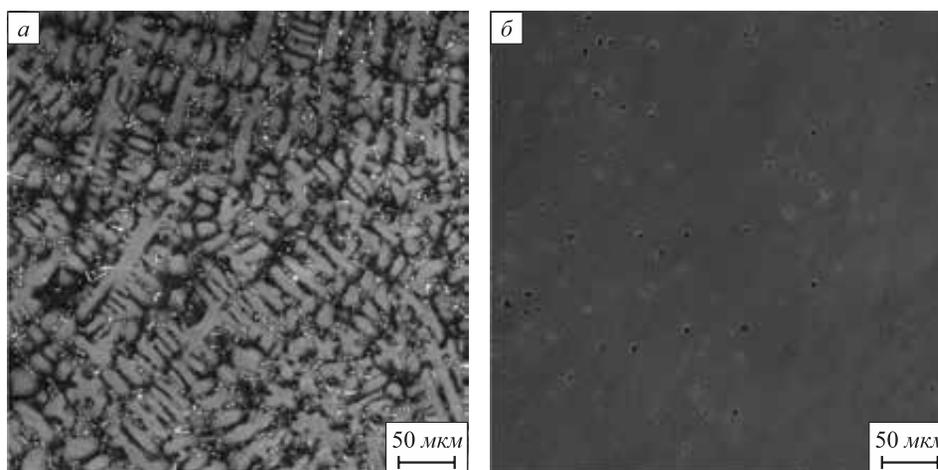


Рис. 2. Микроструктура образцов, выплавленных из первичного сплава + 50 % возврата, залитых в медную форму в литом (а) и термообработанном (1210 °С, 4 ч + охлаждение в потоке воздуха) (б) состоянии (СЭМ)

Fig. 2. Microstructure of the samples melted using virgin alloy + 50 % scrap in charge, casted into the copper mold in as-cast state (a) and in heat-treated (1210 °C 4 h + air cooling) state (b) (SEM)

подготовки этих отходов к плавке, получить сплав, соответствующий по химическому составу, структуре и фазовому составу сплаву ЖС6У-ВИ.

Образцы, залитые в медную форму, полученные вакуумно-дуговым переплавом из чистого сплава ЖС6У-ВИ и сплава с добавлением возврата производства лопаток ГТД, имеют одинаковый фазовый состав независимо от количества возврата.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технология, покрытия. – 2-е изд. – М.: Наука, 2006. – 632 с.
2. Зеленюк А.Н., Наумик В.В., Елькин А.В. Использование технологического возврата при производстве отливок из жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ12Э-ВИ // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. 2011. № 1 (22). С. 198 – 202.
3. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). – М.: Наука и технологии, 2013. – 264 с.
4. Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе. Разработка и исследования. – М.: Машиностроение, 1987. – 116 с.
5. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Каблов Д.Е. Организация производства литых прутковых заготовок из современных литейных высокожаропрочных никелевых сплавов // Литейное производство. 2011. № 10. С. 2 – 6.
6. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б. С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей настоящего и будущего // Автоматическая сварка. 2013. № 10 – 11. С. 23 – 32.
7. Binczyk F., Ślezionek J., Mikuszewski T. Effect of repeated remelting on the chemical composition and structure of nickel alloys // Archives of foundry engineering. 2010. Vol. 10. No. 1. P. 189 – 194.
8. DeBarbadillo J.J. Nickel–base superalloys; physical metallurgy of recycling // Metallurgical Transactions A. 1983. Vol. 14. Issue 2. P. 329 – 341.
9. Richards N.L., Chaturvedi M.C. Effect of minor elements on weldability of nickel base superalloys // International Materials Reviews. 2000. Vol. 45. Issue 3. P. 109–129.
10. Morscheiser J., Thönnessen L., Gehrmann B., Friedrich B. The influence of the slag composition on the desulfurization of Ni-based superalloys // Proceedings of the 2011 Int. Symposium on Liquid Metal Processing and Casting: Nancy, France. September 25 – 28, 2011. LMPC. 2011. P. 89 – 96.
11. Morscheiser J., Thönnessen L., Friedrich B. Sulphur control in nickel-based superalloy production // Proceedings of European Metallurgical Conf. Düsseldorf, Germany. June 26 – 29, 2011. EMC 2011. Vol. 4. P. 1197 – 1212.
12. Thermo-Calc Software TCNI8 Ni-based Superalloys Database, version 8, Accessed October 1, 2018.
13. Geddes B., Leon H., Huang X. Superalloys: alloying and performance. – Materials Park, Ohio: ASM International, 2010. – 176 p.
14. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. – Cambridge: Cambridge University Press, 2006. – 372 p.
15. Erickson G.L. A new, third-generation, single-crystal, casting superalloy // JOM. 1995. Vol. 47. P. 36 – 39.
16. Goodfellow A.J., Galindo-Nava E.I., Christofidou K.A. etc. Gamma prime precipitate evolution during aging of a model nickel-based superalloy // Metallurgical and Materials Transactions A. 2018. Vol. 49. P. 718 – 728.
17. Fuchs G.E. Solution heat treatment response of a third generation single crystal Ni-base superalloy // Materials Science and Engineering A. 2001. Vol. 300. P. 52 – 60.
18. Pollock T.M., Tin S. Nickel–based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties // Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22. No. 2. P. 361 – 374.
19. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: a technical guide. 2nd ed. – Materials Park, OH: ASM International, 2002. – 439 p.
20. Zhang Z.W., Niu Y.J., Tian J.J. etc. Effect of remelting on the microstructure and mechanical properties of a nickel superalloy // Materials Science Forum. 2016. Vol. 849. P. 492 – 496.

Поступила в редакцию 13 мая 2018 г.
После доработки 5 января 2019 г.
Принята к публикации 3 апреля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 5, pp. 360–365.

EFFECT OF SCRAP USING IN CHARGE ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF ZhS6U NICKEL-BASED SUPERALLOY. PART 1. MICROSTRUCTURE ANALYSIS AND PHASE COMPOSITION OF ZhS6U ALLOY PREPARED WITH SCRAP

A.V. Kolygin, V.E. Bazhenov, A.I. Bazlov, T.A. Bazlova, V.D. Belov

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Expensive nickel superalloys are used for manufacture of cast blades of gas turbine engine (GTE). However, for the blades only a small amount of alloy was used and the remainder is used for gating system. Therefore, the most proportion of alloy after casting is a scrap, the use of which as raw material for blades production significantly reduces their cost. However, the use of scrap is associated with some risks: the possibility of alloy contamination by nonmetallic inclusions and loss of alloying elements. So, the investigation of a scrap usage effect on the blades properties is very important. In the first part of article the influence of the scrap amount on the microstructure and phase composition of the ZhS6U-VI nickel-base superalloy were examined. The GTE blades samples, fully produced from the scrap of ZhS6U-VI superalloy by investment casting were

investigated. The scrap before using was cleaned from contaminations and ceramic mold remains. Samples were cut from blade dowetail and gating system near dowetail. In addition, cylindrical samples that were casted into the copper mold from the virgin alloy ZhS6U-VI without the scrap and from alloys with 50 % and 100 % of scrap were researched. The alloys microstructures were investigated using scanning electron microscopy and optical microscopy. The phase's identification was carried out using the energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and the calculations of phase composition were made by Thermo-Calc software and literature data about phases in nickel-based superalloys. Content of alloying elements (except carbon) was measured by EDS analysis. The studies were carried out on the samples as-casted and annealed for 4 hours at 1210 °C. It is shown that the use of scrap does not fundamentally change the alloy phase composition at both during vacuum induction melting and vacuum arc melting.

Keywords: nickel-based superalloys, blades, scrap, ZhS6U, melting, charge, investment casting.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-5-360-365

REFERENCES

1. Kablov E.N. *Litye lopatki gazoturbinykh dvigatelei: splavy, tekhnologiya, pokrytiya* [Casted gas turbine blades: alloys, technology, coatings], second ed. Moscow: Nauka, 2006, 632 p. (In Russ.).
2. Zelenyuk A.N., Naumik V.V., El'kin A.V. Using scrap in production of VZhL12E-VI alloy castings. *Visnik Donbas'koi derzhavnoi mashinobudivnoi akademii*. 2011, no. 1 (22), pp. 198–202. (In Russ.).
3. Logunov A.V., Shmotin Yu.N. *Sovremennye zharoprochnye nikelvye splavy dlya diskov gazovykh turbin (materialy i tekhnologii)* [Modern heat-resistant nickel-based superalloys for gas turbine disks (materials and technologies)]. Moscow: Nauka i tekhnologii, 2013, 264 p. (In Russ.).
4. Kishkin S.T., Stroganov G.B., Logunov A.V. *Liteinye zharoprochnye splavy na nikelvoi osnove. Razrabotka i issledovaniya* [Casting heat-resistant nickel-based superalloys. Development and research]. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 116 p. (In Russ.).
5. Sidorov B.B., Rigin V.E., Kablov D.E. Organization of cast bar production from modern casting nickel-based superalloys. *Liteinoe proizvodstvo*. 2011, no. 10, pp. 2–6. (In Russ.).
6. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Strategic development directions of structural materials and technologies for their processing for aircraft nowadays and in future. *Avtomaticheskaya svarka*. 2013, no. 10–11, pp. 23–32. (In Russ.).
7. Binczyk F., Śleziona J., Mikuszewski T. Effect of repeated remelting on the chemical composition and structure of nickel alloys. *Archives of foundry engineering*. 2010, vol. 10, no. 1, pp. 189–194.
8. DeBarbadillo J.J. Nickel–base superalloys; physical metallurgy of recycling. *Metallurgical Transactions A*. 1983, vol. 14, Is. 2, pp. 329–341.
9. Richards N.L., Chaturvedi M.C. Effect of minor elements on weldability of nickel base superalloys. *International Materials Reviews*. 2000, vol. 45, Issue 3, pp. 109–129.
10. Morscheiser J., Thönnessen L., Gehrman B., Friedrich B. The influence of the slag composition on the desulfurization of Ni–based superalloys. *Proceedings of the 2011 Int. Symposium on Liquid Metal Processing and Casting: Nancy, France. September 25–28. 2011*. LMPC 2011, pp. 89–96.
11. Morscheiser J., Thönnessen L., Friedrich B. Sulphur control in nickel-based superalloy production. *Proceedings of European Metallurgical Conf., Düsseldorf, Germany, June 26–29, 2011*. EMC 2011, vol. 4, pp. 1197–1212.
12. *Thermo-Calc Software TCNI8 Ni-based Superalloys Database, version 8*. Accessed October 1, 2018.
13. Geddes B., Leon H., Huang X. *Superalloys: alloying and performance*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010, 176 p.
14. Reed R.C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, 372 p.
15. Erickson G.L. A new, third-generation, single-crystal, casting superalloy. *JOM*. 1995, vol. 47, pp. 36–39.
16. Goodfellow A.J., Galindo-Nava E.I., Christofidou K.A., Jones N.G., Martin T., Bagot P.A.J., Boyer C.D., Hardy M.C., Stone H.J. Gamma Prime Precipitate evolution during aging of a model nickel-based superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2018, vol. 49, pp.718–728.
17. Fuchs, G.E. Solution heat treatment response of a third generation single crystal Ni-base superalloy. *Materials Science and Engineering A*. 2001, vol. 300, pp. 52–60.
18. Pollock T.M., Tin S. Nickel–based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties. *Journal of Propulsion and Power*. 2006, vol. 22, no. 2, pp. 361–374.
19. Donachie M.J., Donachie S.J. *Superalloys: a technical guide*. 2nd ed. Materials Park, OH: ASM International, 2002, 439 p.
20. Zhang Z.W., Niu Y.J., Tian J.J., An N., Gao Y., Wang C., Shi S.F. The effect of remelting on the microstructure and mechanical properties of a nickel superalloy. *Materials Science Forum*. 2016, vol. 849, pp. 492–496.

Acknowledgements. The article was prepared on the basis of the work carried out in the framework of Russian Government Decree No. 218 of April 9, 2010. Government Contract No. 02.G25.31.0163.

Information about the authors:

A.V. Kolygin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Foundry Technology and Art Processing of Materials” (misistlp@mail.ru)

V.E. Bazhenov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Foundry Technology and Art Processing of Materials” (V.E.Bagenov@gmail.com)

A.I. Bazlov, Engineer of the Laboratory “Advanced Energy-Efficient Materials” (andreibazlov@gmail.com)

T.A. Bazlova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Foundry Technology and Art Processing of Materials” (tbazlova@mail.ru)

V.D. Belov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Foundry Technology and Art Processing of Materials” (vdbelov@mail.ru)

Received May 13, 2018
Revised January 5, 2019
Accepted April 4, 2019