

**СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ НАНОМОДИФИЦИРОВАНИИ**

**Н. Е. Калинина\***, **А. Е. Калиновская\***, **В. Т. Калинин\*\***,  
**А. Ю. Борисенко\*\*\***

*\*Днепропетровский национальный университет имени Олеся Гончара*

*\*\*Национальная металлургическая академия Украины*

*\*\*\*Институт черной металлургии НАН Украины им. З.И. Некрасова*

**1. Актуальность проблемы**

Высокая жаропрочность литейных никелевых сплавов, более высокий коэффициент использования материалов (0,6-0,8 вместо 0,1-0,2 для деформируемых сплавов), снижение трудоемкости при изготовлении охлаждаемых лопаток – все это обеспечило широкое применение никелевых сплавов в современных авиационных газотурбинных двигателях (ГТД). Условия работы лопаток ГТД становятся все более напряженными в связи с повышением температуры газа на входе в турбину, увеличением скорости полета, ресурса и цикличности работы двигателей [1]. Однако, обеспечивать повышение жаропрочности сплавов становится сложно. Разработка нового поколения ГТД связывается с проблемой создания охлаждаемых рабочих лопаток на качественно новом уровне. Наряду с конструктивно-технологическими решениями, решение этой проблемы заключается в создании современных высокожаропрочных сплавов со стабильной структурой, способных работать при высоких температурах и напряжениях.

Целью данной работы является разработка способа модифицирования и изучение структурных изменений в многокомпонентном сплаве на никелевой основе.

**2. Материал и методика экспериментального исследования**

Материалом исследования служил многокомпонентный жаропрочный никелевый сплав ЖСЗДК (ХН59МВТКЮЛ), применяемый для изготовления рабочих лопаток ГТД с равноосной структурой. Химический состав никелевого сплава приведен в таблице 1.

*Таблица 1*

*Химический состав никелевого сплава ЖСЗДК (ХН59МВТКЮЛ)*

Содержание элементов, % мас.								
Al	Ti	Cr	Mo	W	Co	Fe	Mn, Si	Ni
4,2- 4,7	2,8- 3,6	10,8- 11,8	3,4- 4,0	3,6- 4,2	8,7- 9,8	≤2,0	≤0,4	Основа

В работах [2-4] установлено, что сплавы гораздо интенсивнее упрочняются при модифицировании ультрадисперсными порошками, чем при обычных способах модифицирования и микролегирования. Поэтому в данной работе применено наномодифицирование никелевого расплава порошками тугоплавкого соединения – карбонитрида титана  $Ti(CN)$ , полученного способом плазмохимического синтеза. Размеры плакированных нанопорошков  $Ti(CN)$  составляли в диапазоне от 50 до 100 нм [5].

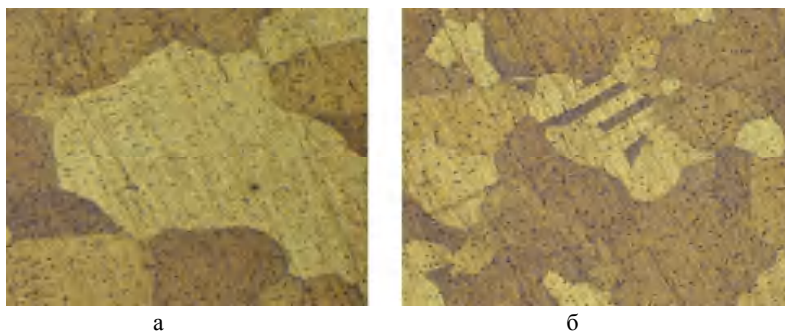
Процессы объемного модифицирования жаропрочных сплавов связаны с трудностями их ввода в расплав и равномерного распределения по объему металла. Поэтому модифицирование никелевого сплава проводили таблетированными порошковыми композициями состава: 10-20 %  $Ti(CN)$ , 30-40 %  $Ti$ , 5-10 %  $Al$ , 4-6 %  $Al$ -пудра. Порошки перемешивали вручную, а затем в атриторе не менее 4-6 часов. Прессование таблеток проводили в пресс-форме при удельном давлении  $0,5 \text{ т/см}^2$ . Дегазацию таблеток производили спеканием в вакууме при температуре  $850 \text{ }^\circ\text{C}$ , 1 час.

### 3. Результаты экспериментального исследования и их обсуждение.

Выплавку опытных образцов никелевого сплава ЖСЗДК проводили в индукционной печи УППФ при температуре  $1600 \pm 10^\circ\text{C}$ , таблетированный модификатор вводили при температуре  $1650 \pm 10^\circ\text{C}$  с выдержкой 1,5 мин. Заливку расплава осуществляли в нагретые керамические формы.

Химический состав исходного и модифицированного металла соответствовал требованиям ОСТ 1.90.126-85.

Макроструктура исходных отливок имела неоднородное, крупнокристаллическое строение, средний размер зерна составлял 4...10 мм. В модифицированных отливках получена однородная макроструктура по высоте и сечению, средний размер зерна составлял 1...3 мм. Таким образом, произошло измельчение зерна в модифицированных образцах в 3,5...4 раза (рис. 1).

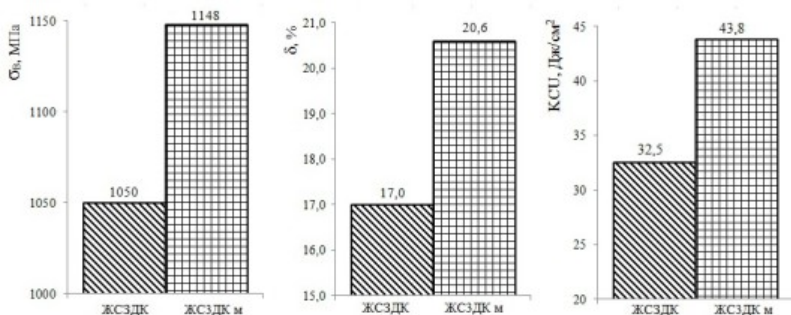


**Рис. 1.** Макроструктура жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК, х 100: а – в исходном состоянии, б – после наномодифицирования

Механические свойства определяли на пальчиковых образцах после

стандартной термоупрочняющей обработки. Результаты испытаний приведены на рисунке 2.

При испытании кратковременной прочности при комнатной температуре,  $\sigma_B$  модифицированных образцов повысился на 9,3 %, относительное удлинение  $\delta$  – на 21,2 %, ударная вязкость КСУ резко повысилась на 34,8 %.



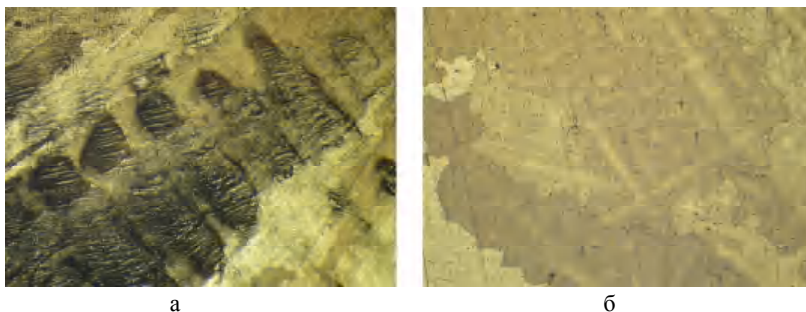
**Рис. 2.** Механические свойства никелевого сплава до и после наномодифицирования (м – модифицированный сплав)

Длительные стендовые испытания на жаропрочность при температуре 850 °С показали, что немодифицированные образцы выдерживали в среднем 110 часов, а модифицированные 366 часов до разрушения.

Фрактографический анализ ударных образцов показал отсутствие грубых дефектов литья как в исходном, так и в модифицированном металле. Модифицированные образцы имели мелкое кристаллическое строение и большую долю вязкой составляющей в изломе.

Макроструктура немодифицированных образцов сплава ЖСЗДК крайне неоднородна по сечению. С наружной стороны выявлялись крупные дендриты, имеющие грубые линии скольжения (рис. 3, а), а с диаметрально противоположной стороны – дендритная структура значительно дисперснее, дендриты имеют большую разветвленность и упорядоченность расположения (рис. 3,б).

Макроструктурные различия по сечению образца связаны, вероятно, с различными поверхностными условиями кристаллизации отливки. Границы зерен в сплаве ЖСЗДК часто не совпадают с границами соприкасающихся дендритов. Вдоль этих границ, фрагментирующих исходную дендритную структуру в зеренную, происходит распад твердого раствора никеля с образованием интерметаллидных фаз на его основе. Однако преимущественное образование этих фаз наблюдается внутризеренно. Сопоставление при малых микроскопических увеличениях дендритной структуры, выявляющейся после химического травления по разности в цвете осевых (светлых) и периферийных (темных) зон, а также мест расположения твердорастворных выделений интерметаллидных фаз показывает преимущественное их образование в междендритных участках.



**Рис. 3.** Неоднородность макроструктуры по сечению немодифицированных образцов, х 50

Макроструктурные различия по сечению образца связаны, вероятно, с различными поверхностными условиями кристаллизации отливки. Границы зерен в сплаве ЖСЗДК часто не совпадают с границами соприкасающихся дендритов. Вдоль этих границ, фрагментирующих исходную дендритную структуру в зеренную, происходит распад твердого раствора никеля с образованием интерметаллидных фаз на его основе. Однако преимущественное образование этих фаз наблюдается внутризеренно. Сопоставление при малых микроскопических увеличениях дендритной структуры, выявляющейся после химического травления по разности в цвете осевых (светлых) и периферийных (темных) зон, а также мест расположения твердорастворных выделений интерметаллидных фаз показывает преимущественное их образование в междендритных участках.

Модифицирование сплава ЖСЗДК приводит к существенному изменению его структуры относительно немодифицированного образца. Структура модифицированного сплава является более равноосной и мелкозернистой, а внутри зерен наблюдается образование двойников (рис. 1, б). Имеются границы зерен с искривленной поверхностью, аналогично немодифицированному образцу. В немодифицированном образце наблюдается образование интерметаллидных фаз как внутри зерен, так и на их границах. Связь выделения этих фаз с двойниковой структурой не обнаруживается; они образуются равновероятно, как на границах двойников, так и внутри них. Различие образования фаз при распаде твердого раствора никеля, связанное с границами зерен и двойников, свидетельствует о влиянии кристаллографического строения этих границ на процессы твердофазных превращений.

Микроструктурные исследования показали, что модифицирование сплава ЖСЗДК привело к такому снижению уровня дендритной ликвации легирующих элементов (Ti, Al, Cr, Mo, W, Co), при котором нивелировалась разность в травлении осевых и междендритных участков дендритной структуры при

прочих равных условиях. Повышение гомогенности твердого раствора никеля и увеличение содержания в нем легирующих элементов приводит к возрастанию уровня твердорастворного упрочнения, повышая напряжение сдвига при деформации сплава. Об этом свидетельствует наличие двойников деформации после кристаллизации модифицированного сплава. Для их возникновения необходимо большее напряжение сдвига, чем для немодифицированного сплава, в котором деформация, вызванная релаксирующими напряжениями в отливке, осуществляется только скольжением. Формирование при модифицировании более прочного никелевого твердого раствора и более развитой зернограничной структуры привело к повышению комплекса механических свойств модифицированного сплава ЖСЗДК (прочности, пластичности и ударной вязкости) по сравнению с немодифицированным его состоянием.

#### **4. Выводы**

Проведено модифицирование жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК нанодисперсными композициями на основе карбонитрида титана, полученного методом плазмохимического синтеза с размером частиц 50...100 нм. Отработана технология таблетирования наномодификатора и его ввода в расплав.

Получено измельчение зеренной структуры модифицированных образцов в 3,5...4 раза. Достигнуто повышение кратковременной прочности на 9,3 %, относительного удлинения – на 21,2 %, ударной вязкости – на 34,8 %. Модифицированные образцы показали большую жаропрочность при температуре 850 °С: 366 часов до разрушения по сравнению со 110 часами для немодифицированных образцов.

Исследование структурных изменений при наномодифицировании показало наличие однородной, дисперсной структуры сплава с образованием двойников и полос скольжения, что свидетельствует о снижении дендритной ликвации легирующих элементов и гомогенности твердого раствора. На границах и внутри зерен обнаружены мелкодисперсные выделения интерметаллидных фаз, способствующих дополнительному упрочнению сплава ЖСЗДК.

#### **Список использованных источников**

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей / Е.Н. Каблов. – М.: МИСИС, 2001. – 631 с.
2. Сабуров В.П. Упрочняющее модифицирование сталей и сплавов / В.П. Сабуров// Литейное производство. – 1988. - № 9. – С. 7-9.
3. Наноматериалы и нанотехнологии: получение, строение, применение. Монография / Н.Е. Калинина, В.Т. Калинин, З.В. Вилищук, А.В. Калинин, О.А. Кавац, Дн-ск: Изд-во Маковецкий, 2012. – 192 с.
4. Калинина Н.Е. Особенности наномодифицирования многокомпонентных никелевых сплавов / Н.Е. Калинина, А.Е. Калиновская, В.Т. Калинин, А.С. Дудников // Авиационно-космическая техника и технология. – 2012. – №7(94). – С. 23-26.
5. Патент РФ 2069702, МКИ 6 C21 C1/00. Модификатор / Калинин В.Т., Шатов В.В., Комляков В.И. – №93030977; Заявл. 01.03.93. Опубл. 27.11.96. Бюл. №33. – 8 с.