

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ НА ДИФРАКТОМЕТРЕ ШИРОКОГО НАЗНАЧЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ K_{β} -ИЗЛУЧЕНИЯ

Предложена методика определения остаточных напряжений отдельно в γ и γ' -фазах монокристаллов никелевых сплавов сложного состава неразрушающим рентгеновским методом (при этом независимо определяются периоды решеток этих фаз).

Ключевые слова: монокристалл, напряжение, рентген.

Монокристаллические лопатки из жаропрочных никелевых сплавов в современных газотурбинных двигателях являются самыми термонапряженными деталями горячего тракта, которые должны работать десятки тысяч часов в широком интервале температур и напряжений. Работа при температурах более 1000°C в агрессивной газовой среде предъявляет повышенные требования не только к жаростойкости и жаропрочности материала, но и к значению величины предела текучести материала. В процессе работы монокристаллические лопатки подвергаются воздействию высоких растягивающих и сжимающих напряжений, вследствие чего возникает термоциклическая усталость материала. Для предотвращения разрушения в процессе работы и для конструирования лопаток с оптимальной геометрией необходимо иметь информацию о величине остаточных напряжений в различных участках, которые, складываясь с приложенными внешними напряжениями с учетом изменения температуры в широком диапазоне, могут служить причиной разрушения в процессе эксплуатации. С экономической точки зрения наиболее привлекательными для измерения величины остаточных напряжений в дорогостоящих монокристаллических деталях являются неразрушающие методы контроля, к которым относится рентгеновский метод.

В настоящее время многими фирмами-производителями рентгеновского оборудования серийно выпускаются анализаторы остаточных напряжений промышленного и лабораторного исполнения. Однако эти анализаторы остаточных напряжений позволяют определять величину остаточных напряжений только в поликристаллических материалах. Измерение остаточных напряжений в крупнозернистых материалах – и особенно в монокристаллах – представляет серьезную проблему. На сегодняшний день величина остаточных напряжений в монокристаллических лопатках оценивается расчетным путем с использованием различных моделей [1]. Экспериментально остаточные напряжения измеряются с использованием разрушающих методов (метод Давыденко, метод сверления отверстий и др.) [2]. Существующие методики определения остаточных напряжений неразрушающим методом в монокристаллах [3] достаточно сложны. Для их применения необходимо выплавлять специальные эталонные сплавы определенного химического состава и структуры, выращивать из них монокристаллы. Кроме того, в данных методиках не проводится раздельное определение напряжений в γ - и γ' -фазах.

Постановка задачи

Структура современных литейных жаропрочных никелевых сплавов представляет собой двухфазную систему: γ -твердый раствор на основе никеля и упрочняющие частицы γ' -фазы (интерметаллид Ni_3Al) [1]. Обе эти фазы имеют кубическую гранецентрированную решетку с близкими параметрами элементарной ячейки, вследствие чего рефлексы (γ/γ')-фаз накладываются друг на друга (рис. 1, а), что затрудняет решение задачи определения параметров элементарной ячейки, величины несоответствия периодов решеток и величины остаточных напряжений. Естественным способом повышения разрешения для разделения рефлексов (γ/γ')-фаз является использование для съемки дифрактограмм характеристического K_{β} -излучения (рис. 1, б). Несмотря на то что интенсивность K_{β} линии ниже интенсивности $K_{\alpha 1}/K_{\alpha 2}$ линий, наличие мощного источника с вращающимся анодом компенсирует потери интенсивности.

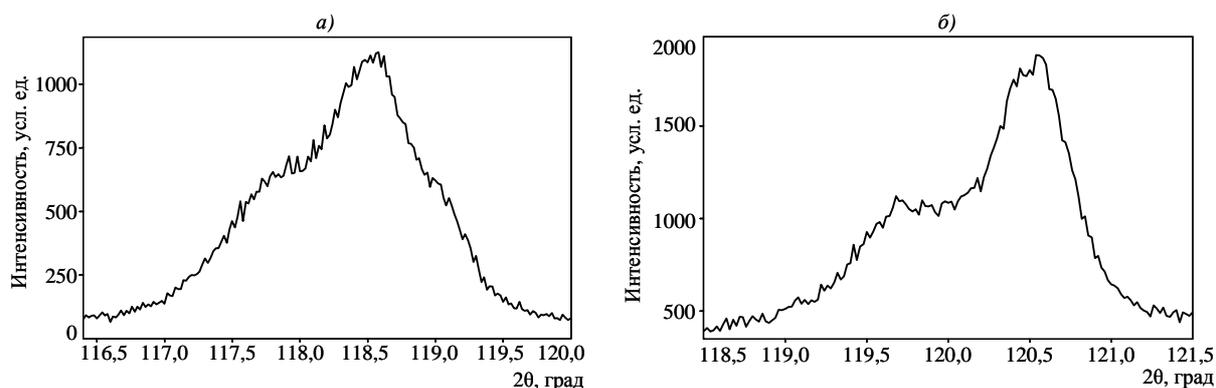


Рис. 1. Радиальное сечение рефлексов γ/γ' :
 а – (004) Cu K_α -излучение; б – (024) Cu K_β -излучение

Особенностью никелевых сплавов является наличие в них термонапряжений. Высокий уровень термонапряжений обусловлен тем, что объемные доли γ - и γ' -фаз сопоставимы. Формирование двухфазного сплава происходит в интервале температур 1200–900°C, а измерения проводятся при комнатной температуре. Термонапряжения появляются при охлаждении сплава из-за различия в температурных коэффициентах линейного расширения (ТКЛР) γ - и γ' -фаз, и уровень этих напряжений варьируется от 200 до 1000 МПа.

Кроме того, в процессе ползучести в сплаве появляются остаточные напряжения деформационного происхождения (обратные напряжения Брауна) [4]. Деформационные напряжения накладываются на термонапряжения, и в эксперименте рассчитывается сумма этих напряжений.

Целью работы является разработка методики определения остаточных напряжений отдельно в γ - и γ' -фазах монокристаллов никелевых сплавов сложного состава неразрушающим рентгеновским методом (при этом независимо определяются периоды решеток этих фаз).

Материал и оборудование

Методика отработывалась на образцах никелевого сплава ВЖМ1 с рафт-структурой (рис. 2)*, возникающей в ходе ползучести при испытании образцов по схеме одноосного растяжения. Работа проведена с использованием дифрактометра D/MAX 2500, оснащенного универсальной приставкой МРА-2000 и мощным (18 кВт) источником рентгеновского излучения с вращающимся анодом.

При отработке методики использовалось допущение, что отсутствует концентрационная неоднородность, приводящая к возникновению напряжений и влияющая на значение параметра решетки.

Настоящая методика обладает общностью и может применяться для измерения остаточных напряжений в монокристаллах другого состава и с другой кристаллической структурой. Кроме того, методику можно использовать для измерения напряжений в электронных платах, напыленных на монокристаллическую подложку.

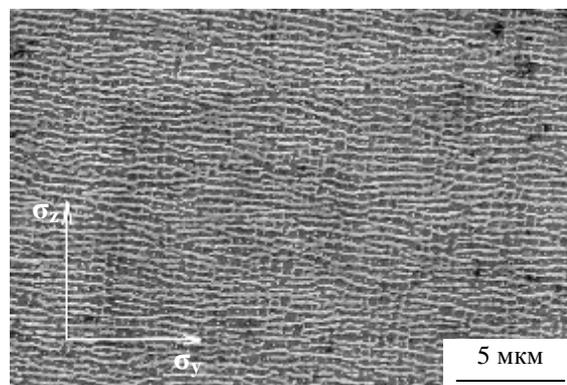


Рис. 2. Рафт-структура ($\times 5000$) сплава ВЖМ1 после испытаний на ползучесть ($\tau_{40}^{900^\circ} = 1143,5$ ч)

* Изображение получено Е.В. Филоновой с использованием растрового электронного микроскопа.

Метод расчета

Подготовка образца. Рабочая часть образца после испытаний на ползучесть представляет собой стержень цилиндрической формы. Деформация направлена вдоль оси цилиндра, обычно имеющего ориентацию (001), (011) или (111). Измерения проводятся на продольном сечении такого цилиндрического образца таким образом, чтобы ось растяжения лежала в плоскости разреза. Для проведения рентгеновской съемки необходимо подготовить поверхность. Удобно, если поверхность образца совпадает с одной из симметричных кристаллографических плоскостей. Такая вырезка закономерным образом меняет конфигурацию напряжений, что учтено в данной методике. Метрологическое обеспечение любого измерения заключается в установлении систем отчета, в которых проводятся измерения. В данном случае имеются три системы: образца, прибора и кристаллографическая. Вырезка образца по определенной кристаллографической плоскости связывает образец с его кристаллической решеткой. Для привязки систем координат образца к системе координат прибора необходимо зафиксировать образец в держателе дифрактометра так, чтобы плоскость образца была параллельна поверхности держателя (плоскость юстировки), а ось цилиндра устанавливается в нулевое значение по азимуту.

Сущность методики

1. В кристаллографической системе координат вводится единичный вектор нормали \vec{t} к кристаллографической плоскости (HKL), параллельной поверхности образца:

$$\vec{t} = \frac{[H, K, L]}{\sqrt{H^2 + K^2 + L^2}}.$$

Зададим единую лабораторную систему координат (x, y, z), где x – нормаль к поверхности образца; z – направление вдоль оси растяжения. Вектор \vec{t} в цилиндрической системе координат принимает вид:

$$\vec{t} = \{\sin\psi\cos\varphi; -\sin\psi\sin\varphi; \cos\psi\},$$

где $\psi = \psi_{HKL}$ – полярный угол \vec{t} ; $\varphi = \varphi_{HKL}$ – азимутальный угол \vec{t} .

2. Строится совмещенная полюсная фигура, по направлению вытянутости рефлексов которой уточняется и корректируется направление деформации.

3. Выбираются и выводятся в отражающие положения плоскости, по которым будут определяться напряжения (плоскости с большим углом 2θ).

4. Проводится запись отражений от каждой из выбранных плоскостей.

5. В программе обработки проводится разделение рефлексов от (γ/γ')-фаз методом выделения синглетов и определяется их положение.

6. По формуле (1) [5] проводится расчет в первом приближении нормальной компоненты тензора упругой деформации плоскости (HKL) для каждой из фаз:

$$\varepsilon_n^i = \frac{a_{HKL}^i - a_0^i}{a_0^i} = \varepsilon_x^i (\sin^2\psi\cos^2\varphi) + \varepsilon_y^i (\sin^2\psi\sin^2\varphi) + \varepsilon_z^i \cos^2\psi, \quad (1)$$

где ε_n^i – нормальная компонента тензора упругой деформации в направлении \vec{t} ; $i = \gamma, \gamma'$; $a_{HKL}^i = d_{HKL}^i \sqrt{H^2 + K^2 + L^2}$ – измеренный период решетки по положению рефлекса (HKL) в обратном пространстве; a_0^i – период решетки ненагруженного кристалла (без изменений, обусловленных напряжениями); $\varepsilon_x^i, \varepsilon_y^i, \varepsilon_z^i$ – нормальные компоненты тензора упругой деформации вдоль осей x, y, z ; $\psi = \psi_{HKL}$ – полярный угол между нормалью плоскости, параллельной поверхности образца (в данном случае [001]), и нормалью плоскости

(HKL); $\varphi = \varphi_{HKL}$ – азимутальный угол между направлением деформации и нормалью плоскости (HKL).

7. Из (1) и закона Гука [5] после преобразований получаем:

$$\varepsilon_{ii}^i = \frac{a_{HKL}^i - a_0^i}{a_0^i} = \frac{\sigma_z^i - \nu\sigma_y^i}{E} - \frac{\sigma_z^i}{E} (1 + \nu) \sin^2 \psi + \frac{\sigma_y^i}{E} (1 + \nu) \sin^2 \psi \sin^2 \varphi,$$

(2)

где σ_z^i – напряжение в i -фазе вдоль оси z ; σ_y^i – напряжение в i -фазе вдоль оси y ; E – модуль Юнга (применялось значение модуля Юнга для никеля: 137500 МПа); ν – коэффициент Пуассона (0,38).

Целью методики является определение шести неизвестных:

- напряжений в γ -фазе вдоль осей z и y : σ_z^γ и σ_y^γ соответственно;
- напряжений в γ' -фазе вдоль осей z и y : $\sigma_z^{\gamma'}$ и $\sigma_y^{\gamma'}$ соответственно;
- периодов кубической решетки a^γ и $a^{\gamma'}$ для γ - и γ' -фаз соответственно (без изменений, обусловленных напряжениями).

Экспериментальная часть

Измерения остаточных объемных напряжений проводились в $\text{Cu } K_\beta$ -излучении в цилиндрических монокристаллических образцах жаропрочного никелевого сплава ВЖМ1 после испытаний на ползучесть по схеме одноосного растяжения (вдоль оси z) при температуре 900°C. На рис. 3 представлена совмещенная полюсная фигура {002}, {111}, {022}, {113} монокристаллического жаропрочного никелевого сплава после испытаний на ползучесть. На рис. 4 показан в трехмерном виде рефлекс (022) после испытаний образца на ползучесть. При измерении периодов решетки выбирались рефлексы, принадлежащие одному кристаллу, путем совмещения рефлексов лабораторного (идеального) образца с максимальной экспериментальной интенсивностью. Разделение дуплетов на синглеты осуществлялось в программе Profan. Расчеты проводились на основе данных положений линий симметричных ((002), (004)) и асимметричных рефлексов (($\bar{1} \bar{1} 3$), ($\bar{1} 1 3$), (113), (1 $\bar{1} 3$)).

Результаты расчетов остаточных напряжений и периодов фаз (за вычетом изменений, обусловленных напряжениями) представлены в таблице.

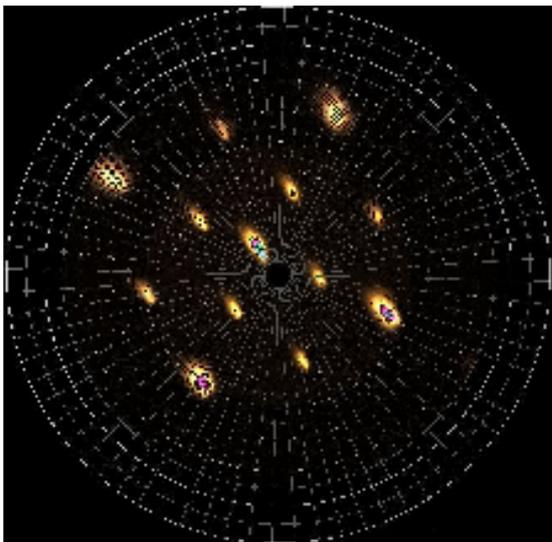


Рис. 3. Совмещенная полюсная фигура {002}, {111}, {022}, {113} монокристаллического жаропрочного никелевого сплава после испытаний на ползучесть

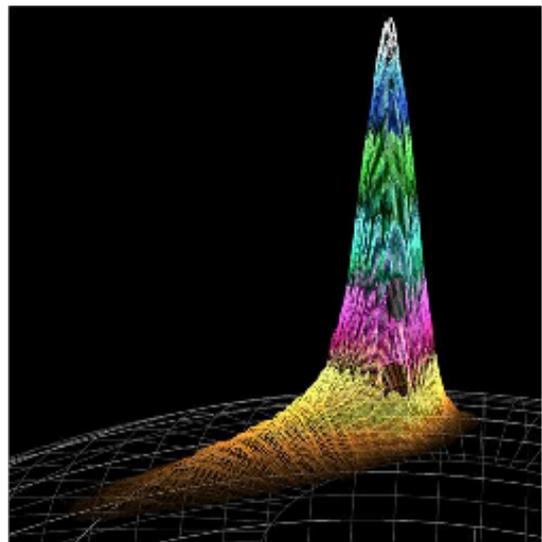


Рис. 4. Рефлекс (022) после испытаний на ползучесть

**Результаты расчетов остаточных напряжений и периодов фаз
(за вычетом изменений, обусловленных напряжениями)**

Фаза	σ_z	σ_y	a_0 , нм
	МПа		
γ	-123	103	0,35977
γ'	487	-42	0,35904

После испытаний на ползучесть γ' -фаза является рафтированной. Частицы γ' -фазы имеют форму пластин с плоскостью габитуса (001), перпендикулярной оси растяжения. В сплаве ВЖМ1 доля γ' -частиц в γ -матрице превышает 70%. Изменения, связанные с рафтингом при переходе на третью стадию ползучести, приводят к топологической инверсии, в результате которой γ' -фаза становится матрицей (на рис. 2 – темные участки) с включениями γ -фазы (на рис. 2 – светлые участки). Высокие растягивающие напряжения вдоль оси z (ось приложения нагрузки) в γ' -фазе согласуются с этим фактом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов /Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов и др. М.: Машиностроение. 1997. 336 с.
2. Экспериментальная механика: В 2-х кн.: Кн. 2. Пер. с англ. /Под ред. А. Кобаяси. М.: Мир. 1990. 552 с.
3. Епишин А.И., Линк Т., Брюкнер У., Феделих Б. Остаточные напряжения в дендритной структуре монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов //Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 100. № 2. С. 104–112.
4. Brown L.M. Back-stresses, image stresses, and work-hardening //Acta Met. 1973. V. 21. № 7. P. 879–885.
5. Лурье А.И. Теория упругости. М.: Наука. 1970. 940 с.

С.С. Солнцев, В.А. Розененкова, Н.А. Миронова, В.С. Каськов

**КОМПЛЕКСНАЯ СИСТЕМА ЗАЩИТЫ БЕРИЛЛИЯ
ОТ ОКИСЛЕНИЯ**

Рассматривается создание надежной системы защиты бериллия от окисления и сублимации его токсичных оксидов в процессе высокотемпературных нагревов. Приводятся результаты исследования кинетики окисления бериллия без покрытия, с пассивной пленкой и комплексным покрытием при температурах нагрева до 900°С в течение 50 ч. Показана эффективность применения комплексного покрытия, состоящего из пассивирующего слоя и жаростойкого покрытия системы SiO₂-B₂O₃-R₂O.

Ключевые слова: *система защиты бериллия, пассивирующая пленка, защитное жаростойкое покрытие, кинетика окисления, синтез, температуроустойчивость, температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР).*

Сочетание высокой теплоемкости, теплопроводности, малой плотности, исключительно высокой жесткости, усталостной прочности, достаточной износостойкости, высокого сопротивления растрескиванию при низкочастотном нагружении делают очень эффективным применение бериллия в ракетно-космической, авиационной и атомной технике [1, 2].