

УДК 539.32

ИЗМЕРЕНИЕ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА МЕТОДОМ СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

© 2024 г. А. И. Епишин^a, *, И. Н. Одинцов^b, Д. С. Лисовенко^c, **,
Н. В. Петрушин^d, И. Л. Светлов^d

^aИнститут структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мержанова РАН, Черноголовка, Россия

^bИнститут машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

^cИнститут проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия

^dВсероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов
Национального исследовательского центра “Курчатовский институт”,
Москва, Россия

*e-mail: a.epishin2021@gmail.com,

**e-mail: lisovenk@ipmnet.ru

Поступила в редакцию 02.09.2024 г.

После доработки 22.09.2024 г.

Принята к публикации 24.09.2024 г.

Методом спекл-интерферометрии исследованы упругие свойства монокристаллов никелевого жаропрочного сплава ВЖМ7. Образцы в виде пластин различной кристаллографической ориентации нагружали в условиях чистого сдвига и регистрировали спекл-интерференционные картины. Численная обработка интерференционных картин позволила определить величины модуля Юнга в направлениях [001] и [011], $E_{001} = 138$ ГПа и $E_{011} = 241$ ГПа, базовую величину коэффициента Пуассона $v_0 = 0.39$ в системе координат $\langle 001 \rangle$, а также минимальные и максимальные его значения $v_{\min} = -0.10$ и $v_{\max} = 0.69$ при продольном нагружении вдоль [101] и поперечной деформации вдоль [101] и [010] соответственно. С использованием измеренных величин E_{001} , E_{011} , v_0 , v_{\min} и v_{\max} рассчитаны упругие жесткости монокристаллов $C_{11} = 264$ ГПа, $C_{12} = 166$ ГПа и $C_{44} = 133$ ГПа и их упругие податливости $S_{11} = 7.35$ ТПа⁻¹, $S_{12} = -2.84$ ТПа⁻¹ и $S_{44} = 7.52$ ТПа⁻¹. Использованный метод позволяет однозначно определить знак коэффициента Пуассона, и поэтому его следует рекомендовать для изучения упругих свойств материалов-аукселиков, для которых определение знака коэффициента Пуассона имеет принципиальное значение.

Ключевые слова: никелевые жаропрочные сплавы, кубические кристаллы, упругие константы, коэффициент Пуассона, спекл-интерферометрия

1. Введение. Упругость является одним из фундаментальных свойств твердых тел, и поэтому исследованию характеристик упругости и развитию методов их измерения постоянно уделяется большое внимание. Наиболее часто используемыми в инженерных расчетах характеристиками упругости являются модуль Юнга E , модуль сдвига G и коэффициент Пуассона ν . Первые две характеристики E и G экспериментально определяются с высокой точностью с использованием стандартных методов, например модуль Юнга E часто измеряют по удлинению при одноосном растяжении, а модуль сдвига G – по периоду крутильных колебаний. Определение коэффициента Пуассона ν стандартными методами в силу ряда причин не столь точно. Так при одноосном растяжении база измерения поперечной деформации ε_x , требуемой для определения ν , на порядок меньше, чем продольной ε_z , используемой для определения E . Кроме того, коэффициент Пуассона рассчитывают как отношение $\nu_{xz} = -\varepsilon_x / \varepsilon_z$ и при этом относительные ошибки двух измерений суммируются, $\delta\nu_{xz} = \delta\varepsilon_x + \delta\varepsilon_z$. При использовании же вибрационных методов обычно возбуждаются изгибные или крутильные моды колебаний, при которых реализуются линейные и сдвиговые деформации, соответствующие модулям E и G .

В тоже время точное измерение коэффициента Пуассона ν востребовано как для инженерных расчетов, так и для решения научных задач. Детальный обзор, посвященный коэффициенту Пуассона металлов и сплавов см. в публикации Кёстера (Köster) и Франца (Franz) [1]. С научной точки зрения величина ν представляет интерес, поскольку она может быть использована для понимания природы межатомного взаимодействия, ответственного за упругие свойства твердых тел [2]. Обычно величина ν положительна, т.е. при одноосном растяжении образец поперечно сжимается. Однако для некоторых твердых тел ν может принимать отрицательные значения. Для большинства таких тел этот эффект частичный, т.е. площадь поперечного сечения образца интегрально сокращается, но из-за анизотропного измерения его формы в определенном секторе поперечных направлений наблюдается расширение. Такие материалы называют “частичными ауксетиками”. Здесь следует отметить, что термин “ауксетики” для твердых тел с $\nu < 0$ был введен профессором Эвансом с соавт. из Эксетерского университета [3]. К частичным ауксетикам относятся кубические кристаллы лития Li, натрия Na, калия K, кальция Ca, золота Au, серебра Ag, железа Fe, никеля Ni, меди Cu, кобальта Co, свинца Pb и др. [4, 5]. В редких случаях твердые тела и специальные структуры могут быть “полными ауксетиками” – при одноосном растяжении они расширяются во всех поперечных направлениях. Среди кристаллических материалов полными ауксетиками являются кубические кристаллы сплавов самария Sm с серой S с добавлением La, Y, Tm–Sm_{0.75}Y_{0.25}S, Sm_{0.75}La_{0.25}S, Sm_{0.65}La_{0.35}S, Sm_{0.75}Tm_{0.25}S [5]. Иногда абсолютная величина ν сравнима с ошибкой стандартных измерений, что приводит к неопределенности знака ν . Например, литературные значения минимального коэффициента Пуассона ГЦК Pd $\nu_{\min} = \nu_{[10\bar{1}][101]}$ изменяются в пределах от 0.01 [6] до –0.04 [5], что не позволяет однозначно утверждать, является ли этот кристалл ауксетиком или нет. Подобные проблемы существуют и для твердых тел с большими величинами ν , например для ОЦК Сг приводятся существенно различающиеся значения базовой величины коэффициента Пуассона $\nu_0 = \nu_{[100][001]}$, 0.14 и 0.19 [2]. Для кубических кристаллов Ba, Sm_{0.7}Y_{0.3}S, Sm_{0.75}Y_{0.25}S разброс в максимальных значениях коэффициента

Пуассона приводит к тому, что нет однозначности в том, являются эти кристаллы полными или частичными аукситетиками [5]. Для кристаллов с кубической сингонией существует четыре стационарных значения коэффициента Пуассона [7], исходя из которых можно определить максимальное или минимальное значение коэффициента Пуассона. В работе [7] было продемонстрировано, что дополнительные экстремальные значения могут также наблюдаться при специальных ориентациях, близких к [111]. Такие экстремальные значения коэффициента Пуассона свойственны метастабильным кристаллам, таким как кристаллы с эффектом памяти формы (например, сплавы систем In-Tl и Fe-Pd), обусловленным мартенситным превращением кристаллической решетки. Для этих кристаллов минимальные значения могут превышать по абсолютной величине стандартное минимальное значение, равное -1 .

В настоящее время имеется много методов измерения упругих констант, различающихся как по сложности проведения эксперимента, так и по точности получаемых результатов, см. Springer-справочник Видерхорна (Wiederhorn) и Филдс (Fields) [8]. Пожалуй, наиболее оригинальным методом, предполагающим прямое измерение коэффициента Пуассона и позволяющим однозначно определить его знак, является метод, предложенный Корню, см. раздел 3.2.1 в монографии Белл (Bell) [9]. Этот метод базируется на решении Сен-Венана, который показал, что при чистом изгибе пластины отношение радиусов продольной и поперечной кривизны деформируемой пластины равно коэффициенту Пуассона. Корню измерял это отношение методом оптической интерферометрии, а позже для этой цели были использованы методы голографической [10] и спекл-интерферометрии [11]. Последняя модификация метода Корню, использующая спекл-интерферометрию, была усовершенствована и применена в настоящей работе для измерения упругих характеристик монокристаллов никелевого жаропрочного сплава ВЖМ7. Особое внимание было уделено измерению коэффициента Пуассона.

2. Материал и методика исследования. Объектами исследования являлись образцы монокристаллов никелевого жаропрочного сплава ВЖМ7, содержащего (в % по массе): 6.2Al, 2.6Re, 4.0Mo, 3.8Ta, а также Cr, W, Co, Ti, La [12], разработанного во Всероссийском научно-исследовательском институте авиационных материалов Национального исследовательского центра “Курчатовский институт” методом компьютерного моделирования [13]. Сплав предназначен для литья монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей для эксплуатации при температурах до 1100 $^{\circ}\text{C}$. Обладая высокой фазовой стабильностью, прочностью и жаропрочностью, сплав также имеет низкую плотность, 8.39 $\text{г}/\text{см}^3$, что обеспечивает более низкую нагрузку на лопатки турбины от действия центробежной силы.

Сплав имеет двухфазную микроструктуру γ/γ' , где γ – матричная фаза, представляющая собой сложно легированный ГЦК твердый раствор на Ni основе, а γ' – упрочняющая фаза на основе интерметаллида Ni_3Al (кубическая структура L_1_2).

Цилиндрические монокристаллические отливки сплава (прутки диаметром ≈ 15 мм и длиной ≈ 180 мм), из которых изготавливали образцы монокристаллов для исследований, были направленно закристаллизованы методом LMC (Liquid Metal Cooling) [14] в промышленной вакуумной плавильно-заливочной

установке¹. Для зарождения монокристаллической структуры заданных ориентаций [001] и [011] в отливках из сплава ВЖМ7 использовались специальные тугоплавкие монокристаллические затравки из сплава Ni-W с кристаллографической ориентацией [001] и [011], которые помещали в затравочные полости литейных керамических форм. После литья монокристаллы были стандартно термообработаны.

После термической обработки выделения γ' -фазы имеют вид кубоидов, размером около 0.5 мкм, равномерно распределенных в γ -матрице. Кристаллические решетки γ - и γ' -фаз когерентно сопряжены, при этом небольшая разность параметров γ - и γ' -решеток компенсируется их упругими деформациями [15]. Для γ - и γ' -решеток выполняются следующие ориентационные соотношения: $\{001\}_\gamma \parallel \{001\}_\gamma$, $\langle 100 \rangle_\gamma \parallel \langle 100 \rangle_\gamma$.

Кристаллографическую ориентацию полученных монокристаллов сплава проверяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре по методике, описанной в работе [16]. С этой целью использовали образцы, отрезанные в поперечном направлении от каждой монокристаллической отливки сплава в ее начальной и конечной частях. При этом плоскость поперечного реза образца была химически протравлена для удаления поверхностного слоя, деформированного при резке. Рентгеноъемка проводилась в характеристическом излучении $\text{Cu}K_{\alpha 1}$, при этом для монокристаллов с аксиальными кристаллографическими направлениями [001] и [011] регистрировали отражения от плоскостей (001) и (011) соответственно.

Полученные вышеуказанным методом отливки жаропрочного сплава не имеют большеугловых границ зерен, но состоят из субзерен, разделенных малоугловыми границами, разориентация которых в исследуемых образцах не превышала 0.5°. Вследствие наличия субзерен иногда такие отливки называют “техническими” монокристаллами.

Таким образом, исследуемые отливки никелевых жаропрочных сплавов представляют из себя “технические двухфазные монокристаллы” с кубической структурой и поэтому ниже мы будем использовать для них формулы теории упругости, справедливые для кристаллов кубической сингонии.

Из цилиндрических монокристаллов на проволочно-вырезном электроэрозионном станке были вырезаны образцы в виде пластин толщиной ≈ 2.5 мм, шириной $b \approx 15$ мм и длиной $L \approx 120$ мм. Для получения образцов требуемых кристаллографических ориентаций монокристаллы ориентировали в станке по дендритной структуре, выявленной на цилиндрической и торцевой поверхности монокристаллов химическим травлением. При этом ошибка вырезки по требуемым кристаллографическим плоскостям не превышала 2–3°. Подробное описание метода определения ориентации монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов по их дендритной структуре см. в разделе 4.4 в работе [17]. После электроэрозионной вырезки пластинчатые образцы были подвергнуты шлифованию, после чего их толщина уменьшилась до $h \approx 2$ мм. Схему вырезки пластинчатых образцов, их кристаллографическую ориентацию и точные размеры см. на рис. 1 и в табл. 1 соответственно.

Определение упругих характеристик материала выполнялось путем испытаний образцов-балок по схеме чистого изгиба [18], рис. 2. Рабочая часть

¹ Монокристаллы были получены под руководством к.т.н. Висик Е.М., НИЦ “Курчатовский институт” – ВИАМ.

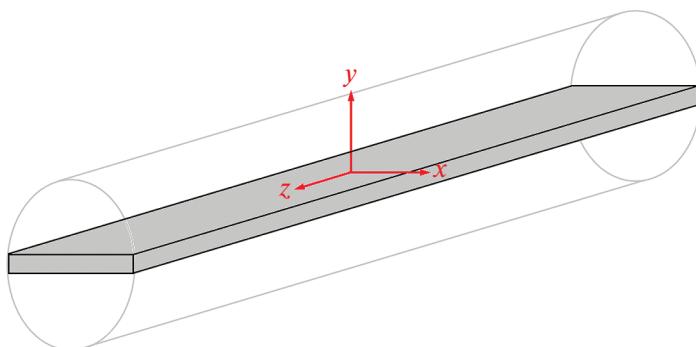


Рис. 1. Схема вырезки пластинчатых образцов из монокристаллов сплава ВЖМ7.

Таблица 1. Кристаллографическая ориентация и размеры пластинчатых образцов

№ образца	<i>x</i>	<i>y</i>	<i>z</i>	<i>b</i> , мм	<i>h</i> , мм
1	[100]	[010]	[001]	15.5	2.04
2	[10 $\bar{1}$]	[010]	[101]	14.8	1.90
3	[010]	[$\bar{1}$ 01]	[101]	15.5	1.94

образцов имела вид узкой полосы длиной L прямоугольного поперечного сечения $b \times h$ с соотношением размеров $L \gg b \gg h$. При этом полагалось, что материал упруго ортотропен и обеспечено совпадение плоскости образца xz с плоскостью упругой симметрии. В общем случае ориентации продольной оси x относительно главной оси анизотропии ожидаемое поле малых прогибов описывается полиномом второго порядка [19]:

$$w(z, x) = \frac{\chi_z}{2} z^2 + \frac{\chi_x}{2} x^2 + \chi_{zx} xy + C_z z + C_x x + C_0. \quad (2.1)$$

Здесь $\chi_z = \partial^2 w / \partial z^2$ и $\chi_x = \partial^2 w / \partial x^2$ – продольная и поперечная кривизны деформированной поверхности, $\chi_{zx} = \partial^2 w / \partial z \partial x$ – ее угол закручивания, C_z и C_x – повороты образца как целого, C_0 – жесткое смещение. При точном совпадении осей x и z с главными осями анизотропии материала

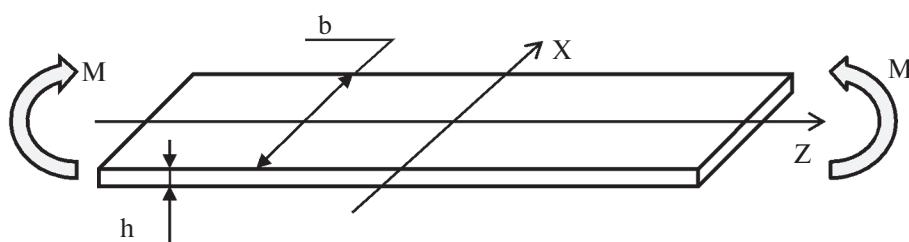


Рис. 2. Расчетная схема для интерпретации испытания образцов.

кручение образца, очевидно, будет отсутствовать. В этом случае продольный модуль упругости и коэффициент поперечной деформации (коэффициент Пуассона) рассчитываются из простых соотношений:

$$E_z = \frac{M}{\chi_z I_z}, \nu_{zx} = -\frac{\chi_z}{\chi_x}, \quad (2.2)$$

где $I_z = bh^3 / 12$ – момент инерции сечения. Здесь важно отметить следующий момент. На практике в силу технических возможностей указанное условие относительно требуемой ориентации образца может выполняться лишь приближенно. Если варьировать угол ϕ между осью образца x и главной осью анизотропии, то значения кривизн χ_z и χ_x будут изменяться закономерным образом [19]. Однако в точке $\phi = 0$ достигаются условия их стационарности, т.е.

$$\frac{d\chi_z}{d\phi} \Big|_{\phi=0} = 0, \frac{d\chi_x}{d\phi} \Big|_{\phi=0} = 0. \quad (2.3)$$

Поэтому при сравнительно небольших значениях ϕ ошибки в вычислениях констант материала по формулам (2.2) оказываются незначительными.

В выполненных экспериментах образцы жестко защемлялись в вертикальном положении в подвижном захвате специально разработанного нагружающего устройства, рис. 3. Изгибающие моменты создавались приложением малого усилия P (с помощью калиброванных грузов) к поперечному рычагу длиной R . Таким образом, практически постоянный изгибающий момент составлял $M = PR$. При этом исключалось стеснение возможного кручения образца в случае общего характера его деформирования. Захват был связан с неподвижными основаниями через два упругих стержня. После нагружения образца к захвату посредством толкателей прикладывались контролируемые усилия F_c так, чтобы обеспечивалась механическая компенсация пространственных

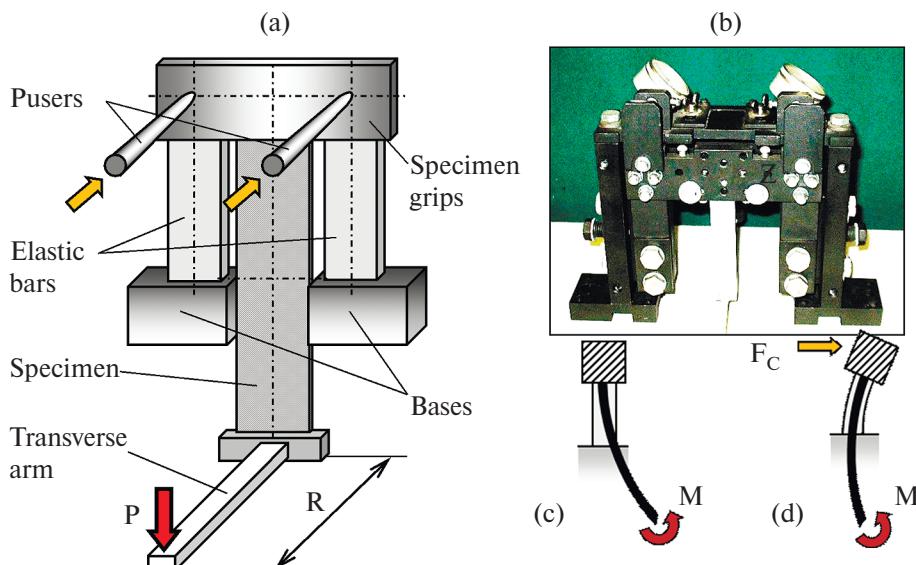


Рис. 3. Конструкция (а) и общий вид (б) нагружающего устройства, пространственное положение образца до (с) и после (д) компенсации поворотов как целого.

поворотов C_z и C_x . Такая процедура способствовала в дальнейшем наиболее точному определению искомых значений кривизн и угла закручивания.

Регистрация деформированного состояния образцов осуществлялась бесконтактным высокоточным методом электронной цифровой спектр-интерферометрии с использованием стандартной для данной задачи оптической схемы интерферометра Майкельсона [20, 21]. Напомним, что в этом случае визуализируемые картины полос представляют собой, по существу, системы линий равных прогибов $w(x, y)$. Значения перемещений в произвольных точках рассчитываются по порядкам полос N :

$$w(x_i, y_i) = N \frac{\lambda}{2}, \quad (2.4)$$

где λ – длина волны используемого лазерного излучения. В выполненных экспериментах был использован твердотельный лазер SLM-417, генерирующий излучение с $\lambda = 0.532$ мкм. Запись изображений производилась цифровой камерой Manta G-146.

Первичная обработка экспериментальных данных заключалась в определении по интерферограммам с использованием соотношения (2.4) представительного множества точек $(z_i, x_i, w_i), i = 1, \dots, m \gg 6$ и в их аппроксимации по методу наименьших квадратов функцией (2.1). Искомые кривизны и кручение оценивались как коэффициенты в выполненнном приближении. После этого по формулам (2.2) вычислялись значения упругих констант материала.

В работе были испытаны три образца, параметры которых приводятся в табл. 1. Было выполнено по три нагружения каждого из них. Типичные спектр-интерферограммы их деформирования приводятся на рис. 4. Уже на этом этапе становится очевидным отрицательный знак коэффициента Пуассона образца № 2 – интерференционные полосы здесь приобретают вид семейства вложенных эллипсов, т.е. главные кривизны деформированной поверхности имеют одинаковый знак. Результаты математической обработки полученных экспериментальных данных представлены в табл. 2. Как можно заметить, кручение деформированной поверхности во всех рассмотренных случаях строго не ровнялось нулю ($\chi_{xz} \neq 0$). Это означает, что ориентация образцов в системе координат, связанной с главными осями анизотропии, не являлась идеальной, что визуально подтверждается небольшим отклонением большой диагонали эллипсов от вертикали. Однако в силу малой величины χ_{xz} компонентой кручения в настоящей работе пренебрегали.

3. Результаты и обсуждение. На рис. 4 показаны спектр-интерференционные картины, зарегистрированные с монокристаллических пластин сплава ВЖМ7 при чистом изгибе. Видно, что пластина, продольно и поперечно ориентированная вдоль главных кристаллографических осей $\langle 001 \rangle$ (рис. 4,а), изгибается вокруг осей x и z в противоположных направлениях, что соответствует положительному значению $v_{xz} = 0.39$ (базовое значение коэффициента Пуассона v_0). Пластина с ориентацией осей x и z вдоль $[10\bar{1}]$ и $[101]$ соответственно (рис. 4,б) показывает двойной изгиб в одном направлении, что соответствует минимальному отрицательному значению $v_{xz} = v_{\min} = -0.1$. При ориентации осей x и z соответственно вдоль $[010]$ и $[101]$ (рис. 4,с) пластина изгибается в противоположных направлениях. Как и в первом случае, величина v_{xz} положительна, но значительно больше -0.69 (максимально значение v_{\max}). Результаты отдельных измерений модуля Юнга и коэффициента Пуассона представлены в табл. 2.

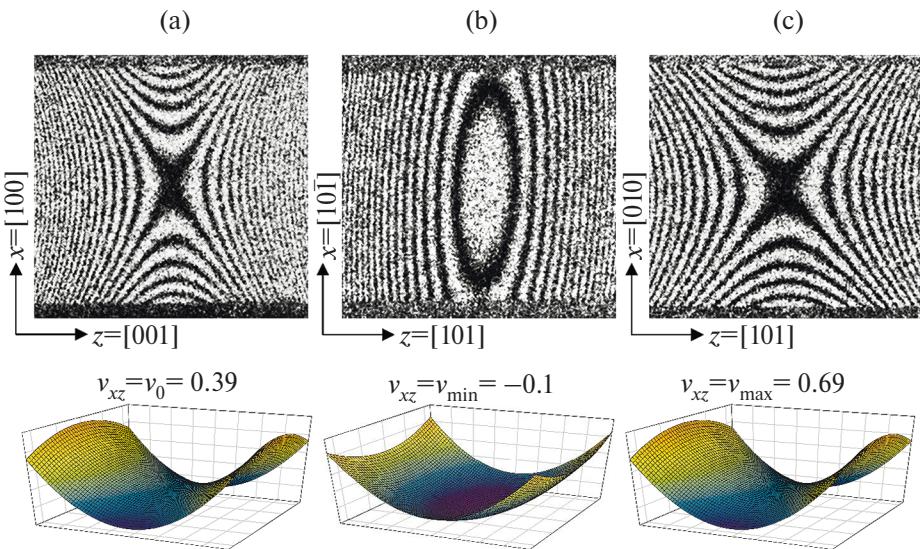


Рис. 4. Спекл-интерференционные картины, зарегистрированные при чистом изгибе монокристаллических пластин сплава ВЖМ7 разных ориентаций, см. указанное направление осей x и z . Ниже качественно показан характер депланации пластин.

Таблица 2. Результаты отдельных измерений и средние значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона монокристаллов сплава ВЖМ7

Образец №	χ_z / M , $H^{-1} \times M^{-2}$	χ_x / M , $H^{-1} \times M^{-2}$	χ_{xz} / M , $H^{-1} \times M^{-2}$	E_z , ГПа	\bar{E}_z , ГПа	v_{xz}	\bar{v}_{xz}
1	0.661	-0.257	0.0161	138.0	$E_{001} = 138$	0.389	$v_0 = 0.39$
	0.661	-0.258	0.0152	137.9		0.390	
	0.660	-0.252	0.0168	138.3		0.382	
2	0.499	0.0470	-0.0296	237.6	$E_{011} = 237$	-0.094	$v_{min} = -0.10$
	0.501	0.0517	-0.0290	236.6		-0.103	
	0.500	0.0519	-0.0300	237.4		-0.104	
3	0.434	-0.152	0.0071	244.1	$E_{011} = 244$	0.698	$v_{max} = 0.69$
	0.434	-0.150	0.0080	244.2		0.691	
	0.435	0.151	0.0083	244.0		0.695	

Как видно из табл. 2, в настоящей работе были экспериментально измерены пять характеристик упругости монокристаллов сплава ВЖМ7: E_{001} , E_{011} , v_0 , v_{min} и v_{max} . Согласно [7] данные характеристики связаны с компонентами матрицы упругих податливостей S_{ij} следующим образом:

$$E_{001} = S_{11}^{-1}, \quad (3.1)$$

$$E_{011} = (S_{11} - S / 2)^{-1}, \quad (3.2)$$

$$v_{001} = -S_{12} / S_{11}, \quad (3.3)$$

$$v_{min} = -(S_{12} + S / 2) / (S_{11} - S / 2), \quad (3.4)$$

$$v_{max} = -S_{12} / (S_{11} - S / 2) \quad (3.5)$$

$$S = S_{11} - S_{12} - S_{44} / 2.$$

Соотношения (3.1)–(3.5) образуют систему 5-ти линейных уравнений относительно 3-х неизвестных величин S_{11} , S_{12} и S (или S_{44}). Поскольку данная система является переопределенной, она не имеет точного решения и поэтому решалась приближенно – методом подгонки значений S_{ij} минимизировались отклонения между измеренными и расчетными значениями E_{001} , E_{011} , v_0 , v_{min} и v_{max} .

В результате проведенных вычислений были получены следующие значения упругих податливостей: $S_{11} = 7.35 \text{ ТПа}^{-1}$, $S_{12} = -2.84 \text{ ТПа}^{-1}$ и $S_{44} = 7.52 \text{ ТПа}^{-1}$. Используя известные соотношения между упругими жесткостями C_{ij} и податливостями S_{ij} кубических кристаллов, см. например, формулы (10)–(11) в работе [22], получаем: $C_{11} = 264 \text{ ГПа}$, $C_{12} = 166 \text{ ГПа}$ и $C_{44} = 133 \text{ ГПа}$.

Таблица 3. Упругие константы (в ГПа) и значения коэффициентов Пуассона для кубических кристаллов Ni, Ni₃Al и никелевых сплавов

Кристалл	Метод	C_{11}	C_{12}	C_{44}	E_{001}	E_{011}	v_0	v_{min}	v_{max}	Ссылка
Ni	US	251	150	123.5	138	233	0.37*	-0.055*	0.63*	[23]
Ni ₃ Al	R	225	141	124.4	106	206	0.40*	-0.17*	0.77*	[24]
ЖС6Ф	TE				133	230				[25]
	R				137	240				
	TE	–	–	–	–	–	0.36	-0.04, -0.09	0.68, 0.70	[10]
	HI	–	–	–	–	–	–	-0.07	–	
	SI	264	166	133	138	241	0.39	-0.10	0.69	Эта работа
ВЖМ7	TE	–	–	–	140	233	0.45*	-0.10*	0.73*	[26]
	TE	–	–	–	143	244	0.44	-0.007	0.81	
CMSX–4	R	250	160	129	125	227	0.39*	-0.12*	0.71*	[27]
	R	252	160	131	127	231	0.39*	-0.11*	0.71*	[28]
	USS	237	146	129	126	227	0.38*	-0.12*	0.69*	
MAR–M002	R	259	167	125	127	228	0.39*	-0.09*	0.70*	[29]
Ni–Cr– Co–W	R	276	184	129	129	234	0.40*	-0.09*	0.72*	
ERBO/1A	R	252	161	132	126	232	0.39*	-0.12*	0.71*	[30]
LEK94	R	242	151	131	126	229	0.38*	-0.12*	0.70*	
Эксперим. сплав	TE	238	144	141	130	239	0.38*	-0.15*	0.69*	[31]

*Значения коэффициента Пуассона, рассчитанные по упругим константам;
TE – тензометрия при одноосном растяжении;

R – резонансный метод;

USS – измерение скорости ультразвука;

HI – голографическая интерферометрия;

SI – спекл-интерферометрия.

Полученные значения модулей Юнга, коэффициентов Пуассона и упругих жесткостей представлены в табл. 3 в сравнении с соответствующими литературными значениями для кубических кристаллов Ni, Ni₃Al и никелевых сплавов, измеренными разными методами.

Из табл. 3 видно, что модули Юнга $E_{001} = 138$ ГПа и $E_{011} = 241$ ГПа, измеренные в настоящей работе для сплава ВЖМ7 методом спекл-интерферометрии (SI), близки к измеренным для данного сплава в работе [26] методом тензометрии при одноосном растяжении (ТЕ), соответственно равным 140 и 233 ГПа. Подобные величины E_{001} и E_{011} получены в работе [26] для сплава ВЖМ8, а также в [25] для сплава ЖС6Ф. Примечательно, что величины модулей Юнга, измеренные в [25] резонансным методом (R), несколько выше, чем методом ТЕ, что, очевидно, может быть следствием небольшой пластической деформации образца, возможной при его нагружении в испытательной машине. Примечательно также, что модули Юнга сплавов CMSX-4, MAR-M002, ERBO/1A и LEK94 заметно ниже, чем у сплавов ВЖМ7, ВЖМ8 и ЖС6Ф.

Упругие жесткости C_{ij} никелевых сплавов различны по величине, но в целом близки к таковым чистого никеля и интерметаллида Ni₃Al, которые соответственно являются основами γ - и γ' -фаз этих сплавов. В работе [26] упругие жесткости сплава ВЖМ7 не представлены, поэтому для сравнения величин упругих жесткостей C_{ij} сплава ВЖМ7, рассчитанных исходя из измеренных величин E_{001} , E_{011} , v_0 , v_{\min} и v_{\max} , можно использовать таковые, измеренные резонансным методом (R) в работах [27, 28] для сплава CMSX-4, который широко используется в газотурбостроении. Видно, что величины C_{11} , C_{12} и C_{44} несколько выше для ВЖМ7, чем для CMSX-4 соответственно на ≈ 6 , 4 и 2 %, что, по-видимому, обусловлено различным легированием этих сплавов.

Типичное значение базового значения коэффициента Пуассона никелевых сплавов v_0 составляет 0.38–0.39 и находится в промежутке между значениями для Ni и Ni₃Al, соответственно равными 0.37 и 0.40, а минимальные v_{\min} и максимальные v_{\max} величины коэффициентов Пуассона находятся вблизи значений –0.1 и 0.7 соответственно, см. табл. 3. Величины $v_0 = 0.39$, $v_{\min} = -0.1$ и $v_{\max} = 0.69$, полученные в настоящей работе для сплава ВЖМ7 методом спекл-интерферометрии, близки к вышеуказанным типичным значениям.

Очевидно, что различие упругих характеристик, приведенных в табл. 3, обусловлено как различием химического состава исследованных сплавов, так и спецификой методов их измерения. Например, в работе [30] с использованием резонансного метода измеряли упругие постоянные слабо отличающихся по составу сплавов ERBO/1A и LEK94 и получили различные значения упругих констант C_{11} и C_{12} , соответственно 252 и 242 МПа для C_{11} и 161 и 151 ГПа для C_{12} . В тоже время в работе [28] разными методами, резонансным (R) и измерением скорости ультразвука (USS), измеряли упругие постоянные сплава CMSX-4 и также получили существенно различающиеся значения этих констант, 252 (R) и 237 (USS) ГПа для C_{11} и 161 (R) и 146 (USS) ГПа для C_{12} . Из последнего результата следует, что важным аспектом при измерении характеристик упругости является выявление причин ошибок измерения и минимизация их величины.

В настоящей работе мы ограничимся рассмотрением ошибок определения величин модуля Юнга E_z и коэффициента Пуассона v_{xz} , связанных с неточностью кристаллографической ориентации исследуемых образцов, при

измерении методом тензометрии (ТЕ) при одноосном растяжении и методами голографической (НІ) и спекл- (SI) интерферометрии при чистом изгибе. При одноосном растяжении и чистом изгибе реализуются продольная ε_z и поперечная ε_x деформации, но в случае ТЕ величины ε_z и ε_x измеряются отдельно экстензометрами продольной и поперечной деформации, а в случае НІ и SI – совместно путем обработки наблюдаемой интерференционной картины. В силу аналогии деформационных мод рассмотрение влияния неточности кристаллографической ориентации на результат измерений E_z и ν_{xz} подобно для методов ТЕ, НІ и SI.

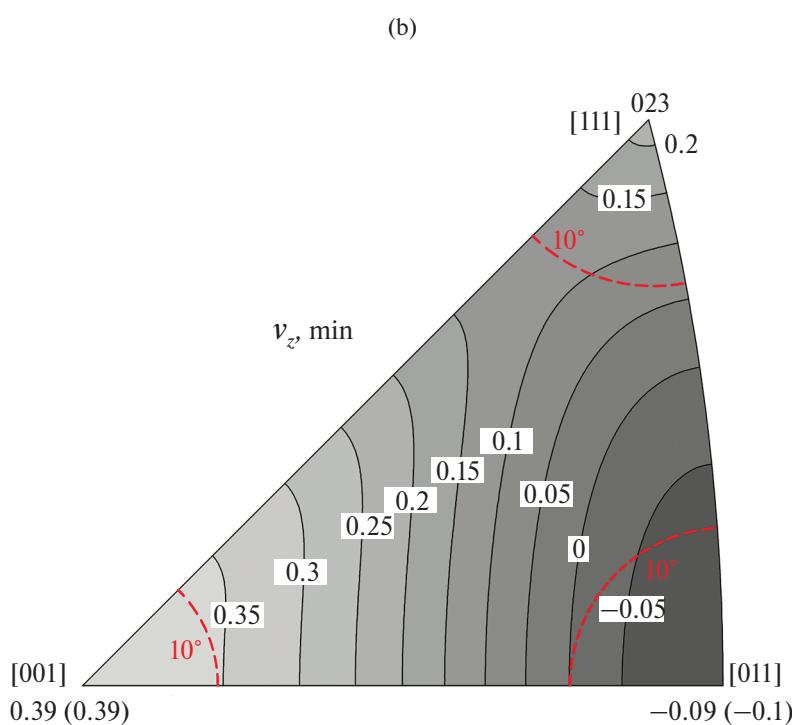
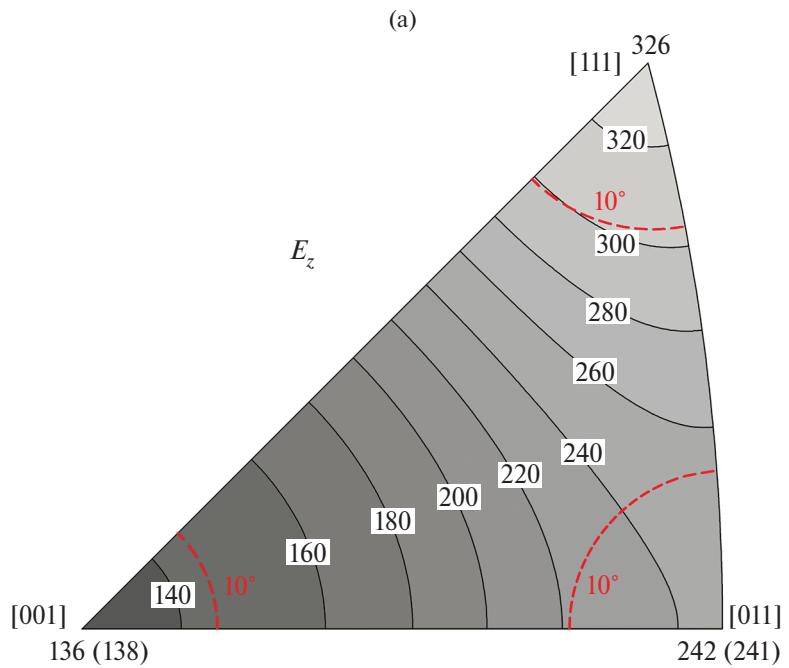
Для данного анализа с использованием значений упругих податливостей S_{ij} , полученных в настоящей работе для сплава ВЖМ7 (см. выше), были рассчитаны зависимости величин модуля Юнга E_z и минимальных $\nu_{z,min}$ и максимальных $\nu_{z,max}$ значений коэффициента Пуассона от ориентации оси нагружения z , см. рис. 5. Ориентационные зависимости представлены в виде контурных графиков с изохронными линиями постоянных значений. Красные пунктирные линии в углах стереографического треугольника [001], [011] и [111] показывают 10-градусное отклонение z от этих точных ориентаций, допустимое при литье монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов [26]. Для сравнения в углах [001] и [011] в скобках приведены результаты измерений. Видно, что расчетные и экспериментальные значения очень близки.

Из рис. 5,а видно, что модуль Юнга E_z монотонно увеличивается от минимального значения 136 (138) ГПа до максимально значения 326 ГПа при изменении направления оси z от [001] к [111], тогда как при $z = [011]$ наблюдается промежуточное значение E_z , равное 242 (241) ГПа. При 10-градусном отклонении от углов стереографического треугольника вышеуказанные величины могут измениться до ≈ 144 , 222 и 304 ГПа соответственно.

Ориентационные зависимости для коэффициента Пуассона более сложные. Величина $\nu_{z,min}$ минимальна при $z = [011]$, -0.09 (-0.1), максимальна при $z = [001]$, 0.39 (0.39), и имеет среднее значение 0.23 при $z = [111]$, см. рис. 5,б. Отклонение в 10° от углов стереографического треугольника изменяет эти значения до ≈ 0 , 0.35 и 0.06 соответственно. Таким отклонением может быть объяснено близкое к нулю значение $\nu_{011,min}$ (очевидно заниженное по абсолютной величине), полученное в работе [26] для сплава ВЖМ8 методом ТЕ, а также значительное различие индивидуальных значений $\nu_{011,min}$, -0.04 и -0.09 , полученных методом ТЕ для сплава ЖС6Ф в работе [10], см. табл. 3. В отличие от $\nu_{z,min}$ величина $\nu_{z,max}$ достигает своего максимального значения 0.69 (0.69) при $z = [011]$, а при отклонении от этого направления на 10° величина $\nu_{z,max}$ уменьшается до ≈ 0.65 , см. рис. 5,с.

Учитывая существенное влияние кристаллографической ориентации на получаемые результаты, в настоящей работе большое внимание было уделено точности вырезки исследуемых образцов, которая составляла около $2-3^\circ$, что сравнимо с разориентацией субзерен в промышленных монокристаллических отливках никелевых жаропрочных сплавов.

Следует отметить, что графики, представленные на рис. 5, могут быть полезны при отборе монокристаллов для измерения упругих характеристик никелевых жаропрочных сплавов. При этом, как видно из рис. 3, следует учитывать не только угол θ отклонения оси образца z от заданного кристаллографического направления $[hkl]$, но также направление отклонения, характеризуемое азимутальным углом φ .



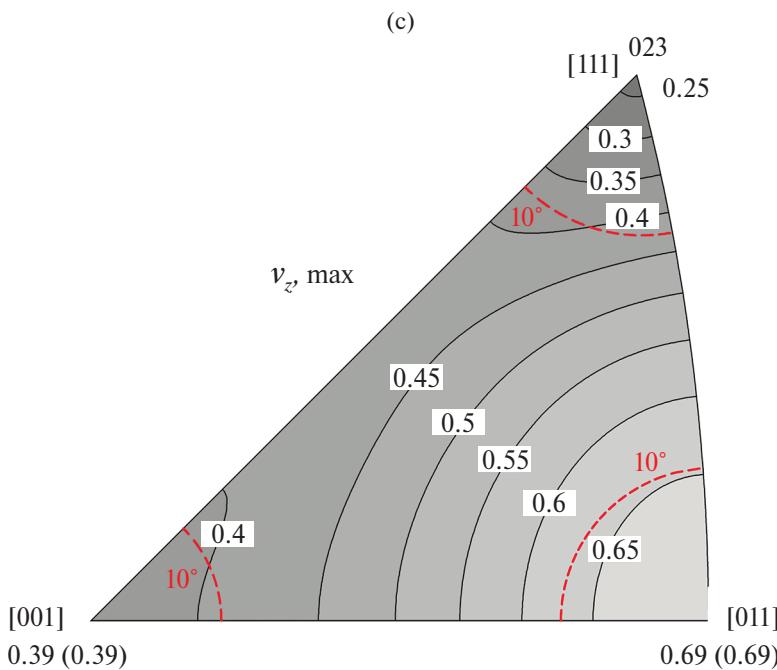


Рис. 5. Ориентационная зависимость упругих характеристик монокристаллов сплава ВЖМ7: модуль Юнга E_z (а), минимальные $v_{z,\min}$ (б) и максимальные $v_{z,\max}$ (с) значения коэффициента Пуассона для произвольной ориентации оси нагрузки z . Графики построены с использованием полученных упругих податливостей S_{ij} , значения в скобках – результаты измерений.

4. Заключение. Методом спекл-интерферометрии исследованы упругие свойства монокристаллов никелевого жаропрочного сплава ВЖМ7, разработанного в ВИАМ НИЦ “Курчатовский институт”. Образцы в виде пластин различной кристаллографической ориентации нагружали в условиях чистого сдвига и регистрировали спекл-интерференционные картины. Численная обработка интерференционных картин позволила определить величины модуля Юнга в направлениях [001] и [011], $E_{001} = 138$ ГПа и $E_{011} = 241$ ГПа, величину базового коэффициента Пуассона $v_0 = 0.39$ в системе координат (001), а также минимальные и максимальные его значения, $v_{\min} = -0.10$ и $v_{\max} = 0.69$ при продольном нагружении вдоль [101] и поперечной деформации вдоль [101] и [010] соответственно. С использованием измеренных величин E_{001} , E_{011} , v_0 , v_{\min} и v_{\max} рассчитаны упругие жесткости монокристаллов $C_{11} = 264$ ГПа, $C_{12} = 166$ ГПа и $C_{44} = 133$ ГПа, и их упругие податливости $S_{11} = 7.35$ ТПа $^{-1}$, $S_{12} = -2.84$ ТПа $^{-1}$ и $S_{44} = 7.52$ ТПа $^{-1}$. Полученные значения упругих характеристик согласуются с литературными данными для никелевых жаропрочных сплавов. Одним из важных достоинств используемого метода является однозначное определения знака коэффициента Пуассона, отрицательный – если интерференционная картина имеет вид семейства вложенных эллипсов, и положительный – если наблюдается семейство гипербол. Поэтому метод спекл-интерферометрии следует рекомендовать для изучения

упругих свойств материалов-ауксетиков, для которых определение знака коэффициента Пуассона имеет принципиальное значение.

Работа выполнена по темам госзадания ИСМАН РАН (номер госрегистрации 122032800153-5), ИМАШ РАН (FFGU-2024-0020) и ИПМех РАН (номер госрегистрации 124013000674-0).

Авторы выражают благодарность Н.Н. Ниёзбекову (ИСМАН РАН) за премиционную вырезку образцов методом электроэррозионной обработки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Köster W., Franz H.* Poisson's ratio for metals and alloys // Metallurgical Reviews. 1961. V. 6. № 21. P. 1–55.
<https://doi.org/10.1179/mtlr.1961.6.1.1>
2. *Епишин А.И., Лисовенко Д.С.* Влияние кристаллической структуры и типа межатомной связи на упругие свойства одноатомных и двухатомных кубических кристаллов // Изв. РАН. МТТ. 2022. № 6. С. 79–96.
<https://doi.org/10.3103/S0025654422060206>
3. *Evans K., Nkansah M., Hutchinson I., Rogers S.C.* Molecular network design // Nature. 1991. V. 353. № 6340. P. 124–125.
<https://doi.org/10.1038/353124a0>
4. *Городцов В.А., Лисовенко Д.С.* Ауксетики среди материалов с кубической анизотропией // Изв. РАН. МТТ. 2020. № 4. С. 7–24.
<https://doi.org/10.31857/S0572329920040054>
5. *Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С., Волков М.А.* Отрицательный коэффициент Пуассона для кубических кристаллов и нано/микротрубок // Физ. Мезомех. 2013. Т. 16. № 6. С. 13–31.
6. *Епишин А.И.* Структура, анизотропия физико-механических свойств и механизмы высокотемпературной ползучести монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов: дисс. ... д.ф.-м.н. М: МИСиС, 2007.
7. *Епишин А.И., Лисовенко Д.С.* Экстремальные значения коэффициента Пуассона кубических кристаллов // ЖТФ. 2016. Т. 86. № 10. С. 74–82.
8. *Wiederhorn S.M., Fields R.J.* Measurement methods for materials properties: Elasticity, Handbook of Measurement Methods. Springer-Verlag, 2017.
9. *Белл Дж.Ф.* Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч. 1 Малые деформации. М: Наука, 1984. 597 с.
10. *Светлов И.Л., Епишин А.И., Кривко А.И. и др.* Анизотропия коэффициента Пуассона монокристаллов никелевого сплава // ДАН СССР. 1988. Т. 302. № 6. С. 1372–1375.
11. *Swain D., Thomas B.P., Selvan S.K., Philip J.* Measurement of elastic properties of materials employing 3-D DIC in a Cornu's experiment // Mater. Res. Express. 2021. V. 8. P. 125201.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac452d>
12. *Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В., Висик Е.М.* Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью // АМиТ. 2015. № 2. С. 14–25.
13. *Каблов Е.Н., Петрушин Н.В.* Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 56–78.
14. *Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А., Нарский А.Р.* Развитие технологий и оборудования для получения лопаток горячего тракта газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов с направленной и монокристаллической структурой // Труды ВИАМ. 2023. № 7 (125). Ст. 01.

15. Müller L., Glatzel U., Feller-Kniepmeier M. Modelling thermal misfit stresses in nickel-base superalloys containing high volume fraction of γ' phase // *Acta Metall. Mater.* 1992. V. 40. № 6. P. 1321–1327.
[https://doi.org/10.1016/0956-7151\(92\)90433-F](https://doi.org/10.1016/0956-7151(92)90433-F)
16. Кузьмина Н.А., Пьянкова Л.А. Контроль кристаллографической ориентации монокристаллических отливок никелевых жаропрочных сплавов методом рентгеновской дифрактометрии // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). С. 11–19.
17. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толорая В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение. 1997. 333 с.
18. Тимошенко С.П., Войновский-Кригер С. Пластины и оболочки. М.: Наука, 1966. 636 с.
19. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. М.: Наука, 1977. 416 с.
20. Разумовский И.А. Интерференционно-оптические методы механики деформируемого твердого тела. М.: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 240 с.
21. Одинцев И.Н. Развитие и применение методологии когерентной оптики к исследованию деформационных свойств конструкционных материалов. Автореф. дисс. ... канд. техн. наук: 01.02.04. 2008. 24 С.
22. Epishin A.I., Lisovenko D.S. Comparison of isothermal and adiabatic elasticity characteristics of the single crystal nickel-based superalloy CMSX-4 in the temperature range between room temperature and 1300 °C // *Mech. Solids.* 2023. V. 58. № 5. P. 1587–1598.
<https://doi.org/10.3103/S0025654423601301>
23. Alers G.A., Neighbours J.R., Sato H. Temperature dependent magnetic contributions to the high field elastic constants of nickel and an Fe-Ni alloy // *J. Phys. Chem. Solids.* 1960. V. 13. № 1–2. P. 40–55.
[https://doi.org/10.1016/0022-3697\(60\)90125-6](https://doi.org/10.1016/0022-3697(60)90125-6)
24. Prikhodko S.V., Yang, H., Ardell, A.J. et al. Temperature and composition dependence of the elastic constants of Ni₃Al // *Metall. Mater. Trans. A.* 1999. V. 30. P. 2403–2408.
<https://doi.org/10.1007/s11661-999-0248-9>
25. Светлов И.Л., Суханов Н.Н., Кривко А.И. и др. Температурно-ориентационная зависимость характеристик кратковременно прочности, модуля Юнга и коэффициента линейного расширения монокристаллов сплава ЖС6Ф // Проблемы прочности. 1987. № 1. С. 51–56.
26. Соловьев А.Е., Голынец С.А., Хвацкий К.К. анизотропия характеристик упругости при растяжении монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов // Труды ВИАМ. 2017. № 10 (58). С. 112–118.
27. Epishin A., Fedelich B., Finn M. et al. I. Investigation of elastic properties of the single-crystal nickel-base superalloy CMSX-4 in the temperature interval between room temperature and 1300 °C // *Crystals* 2021. V. 11. № 2. P. 152.
<https://doi.org/10.3390/cryst11020152>
28. Siebörger D., Knake H., Glatzel U. Temperature dependence of the elastic moduli of the nickel-base superalloy CMSX-4 and its isolated phases // *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. V. 298. № 1–2. P. 26–33.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01318-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01318-6)
29. Kuhn H.-A., Sockel H. G. Contributions of the different phases of two nickel-base superalloys to the elastic behaviour in a wide temperature range // *Phys. Stat. Sol. A.* 1990. V. 119. P. 93–105.
<https://doi.org/10.1002/pssa.2211190112>
30. Demtröder K., Eggeler G., Schreuer J. Influence of microstructure on macroscopic elastic properties and thermal expansion of nickel-base superalloys ERBO/1 and LEK94 // *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* 2015. V. 46. № 6. P. 563–576.
<https://doi.org/10.1002/mawe.201500406>
31. Yang S.W. Elastic constants of a monocrystalline nickel-base superalloy // *Metall. Trans. A.* 1985. V. 16. P. 661–665.
<https://doi.org/10.1007/BF02814240>

MEASUREMENT OF ELASTIC CHARACTERISTICS OF SINGLE-CRYSTALS OF A NICKEL-BASE SUPERALLOY BY SPECKLE INTERFEROMETRY

A. I. Epishin^a, *, I. N. Odintsev^b, D. S. Lisovenko^c, **, N. V. Petrushin^d,
I. L. Svetlov^d

^a*Merzhanov Institute of Structural MacrokINETICS and Materials Science RAS, Chernogolovka
Moscow Region, Russia*

^b*Mechanical Engineering Research Institute RAS, Moscow, Russia*

^c*Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics RAS, Moscow, Russia*

^d*All-Russian Research Institute of Aviation Materials (VIAM) NRC "Kurchatov Institute",
Moscow, Russia*

*e-mail: a.epishin2021@gmail.com, **e-mail: lisovenk@ipmnet.ru

Abstract. The elastic properties of single crystals of a nickel-base superalloy VGM7 have been investigated by speckle interferometry. Plate-shaped specimens of different crystallographic orientations were loaded under pure shear conditions and speckle interference patterns were imaged. Numerical processing of the interference patterns allowed us to determine the values of Young's modulus in directions [001] and [011], $E_{001} = 138$ GPa and $E_{011} = 241$ GPa, the basic value of Poisson's ratio $\nu_0 = 0.39$ in the coordinate system $\langle 001 \rangle$, as well as its minimum and maximum values $\nu_{\min} = -0.10$ and $\nu_{\max} = 0.69$ under longitudinal loading along [101] and transverse deformation along [101] and [010], respectively. Using the measured values E_{001} , E_{011} , ν_0 , ν_{\min} and ν_{\max} the single-crystal elastic stiffnesses $C_{11} = 264$ GPa, $C_{12} = 166$ GPa and $C_{44} = 133$ GPa, and elastic compliances $S_{11} = 7.35$ TPa⁻¹, $S_{12} = -2.84$ TPa⁻¹ and $S_{44} = 7.52$ TPa⁻¹ we calculated. The applied method allows one to unambiguously determine the sign of Poisson's ratio and, therefore, it should be recommended for studying the elastic properties of auxetic materials, for which determination of the sign of Poisson's ratio is of great importance.

Keywords: nickel-base superalloys, cubic crystals, elastic constants, Poisson's ratio, speckle interferometry

REFERENCES

1. Köster W, Franz H. Poisson's ratio for metals and alloys // Metallurgical Reviews. 1961. V. 6. № 21. P. 1–55.
<https://doi.org/10.1179/mtr.1961.6.1.1>
2. Epishin A.I., Lisovenko D.S. Influence of the crystal structure and type of interatomic bond on the elastic properties of monatomic and diatomic cubic crystals // Mech. Solids. 2022. V. 57. № 6. P. 1344–1358.
<https://doi.org/10.3103/S0025654422060206>
3. Evans K., Nkansah M., Hutchinson I., Rogers S.C. Molecular network design // Nature. 1991. V. 353. № 6340. P. 124–125.
<https://doi.org/10.1038/353124a0>

4. *Gorodtsov V.A., Lisovenko D.S.* Auxetics among materials with cubic anisotropy // *Mech. Solids*. 2020. V.55. № 4. P. 461–474.
<https://doi.org/10.3103/S0025654420040044>
5. *Goldstein R.V., Gorodtsov V.A., Lisovenko D.S., Volkov M.A.* Negative Poisson's ratio for cubic crystals and nano/microtubes // *Phys. Mesomech.* 2014. V. 17. № 2. P. 97–115.
<http://dx.doi.org/10.1134/S1029959914020027>
6. *Epishin A.I.* Structure, anisotropy of physico-mechanical properties and mechanisms of high-temperature creep of single crystals of heat-resistant nickel alloys: dissertation, PhD, Moscow: MISiS 2007. (In Russian)
7. *Epishin A.I., Lisovenko D.S.* Extreme values of Poisson's ratio of cubic crystals // *Technical Physics*. 2016. V. 61. № 10. P. 1516–1524.
<http://dx.doi.org/10.1134/S1063784216100121>
8. *Wiederhorn S.M., Fields R.J.* Measurement methods for materials properties: Elasticity, Handbook of Measurement Methods. Springer-Verlag, 2017.
<https://www.nist.gov/publications/measurement-methods-materials-properties-elasticity> (Accessed September 4, 2024).
9. *Bell J.F.* The Experimental foundations of solid mechanics. Mechanics of Solid. V. 1. Springer. 1973.
10. *Svetlov I.L., Epishin A.I., Krivko A.I. et al.* Anisotropy of Poisson ratio of nickel base alloy single crystals // *Dokl. Akad. Nauk SSSR*. 1988. V. 302. № 6. P. 1372–1375.
11. *Swain D., Thomas B.P., Selvan S.K. and Philip J.* Measurement of elastic properties of materials employing 3-D DIC in a Cornu's experiment // *Mater. Res. Express*. 2021. V. 8. P. 125201.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac452d>
12. *Kablov E.N., Ospennikova O.G., Petrushin N.V., Visik E.M.* Monocrystalline heat-resistant nickel alloy of a new generation with low density // *Aviation Materials and Technologies*. 2015. № 2. P. 14–25. (In Russian)
<https://doi.org/10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25>
13. *Kablov E.N., Petrushin N.V.* Computer method of designing foundry heat-resistant nickel alloys // *Foundry heat-resistant alloys. The S.T. Kishkin effect*. M.: Nauka, 2006. P. 56–78. (In Russian)
14. *Bondarenko Yu.A., Echin A.B., Surova V.A., Narsky A.R.* Development of technologies and equipment for producing blades of the hot path of gas turbine engines from heat-resistant alloys with directional and monocrystalline structure // *Proceedings of VIAM*. 2023. № 7 (125). Article 01. (In Russian)
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2023-0-7-3-14>
15. *Müller L., Glatzel U., Feller-Kniepmeier M.* Modelling thermal misfit stresses in nickel-base superalloys containing high volume fraction of γ' phase // *Acta Metall. Mater.* 1992. V. 40. № 6. P. 1321–1327.
[https://doi.org/10.1016/0956-7151\(92\)90433-F](https://doi.org/10.1016/0956-7151(92)90433-F)
16. *Kuzmina N.A., Pyankova L.A.* Control of the crystallographic orientation of single-crystal castings of nickel-base superalloys by X-ray diffractometry // *Proceedings of VIAM*. 2019. № 12 (84). P. 11–19. (In Russian)
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19>
17. *Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B., Toloraia V.N., Gavrilin O.S.* Single crystals of nickel-base superalloys. Moscow: Mashinostroenie. 1997. 333 P. (In Russian)
18. *Timoshenko S.P., Voinowsky-Krieger S.* Theory of plates and shells. McGraw-Hills 1959. 580 p.
19. *Lehknitskii S.R.* Theory of elasticity of an anisotropic body. NY: Dover Publications, 1981.
20. *Razumovsky I.A.* Interference-optical methods of deformable solid mechanics. M. Bauman Moscow State Technical University, 2007. 240 P. (In Russian)
21. *Odintsev I.N.* Development and application of the methodology of coherent optics to the study of deformation properties of structural materials. The abstract. Dissertation of the Candidate of

- Technical Sciences (In Russian)
https://new-disser.ru/_avtoreferats/01003421090.pdf
22. *Epishin A.I., Lisovenko D.S.* Comparison of isothermal and adiabatic elasticity characteristics of the single crystal nickel-based superalloy CMSX-4 in the temperature range between room temperature and 1300 °C // *Mech. Solids.* 2023. V. 58. № 5. P. 1587–1598.
<https://doi.org/10.3103/S0025654423601301>
23. *Alers G.A., Neighbours J.R., Sato H.* Temperature dependent magnetic contributions to the high field elastic constants of nickel and an Fe-Ni alloy // *J. Phys. Chem. Solids.* 1960. V. 13. № 1–2. P. 40–55.
[https://doi.org/10.1016/0022-3697\(60\)90125-6](https://doi.org/10.1016/0022-3697(60)90125-6).
24. *Prikhodko S.V., Yang, H., Ardell, A.J. et al.* Temperature and composition dependence of the elastic constants of Ni₃Al // *Metall. Mater. Trans. A.* 1999. V. 30. P. 2403–2408.
<https://doi.org/10.1007/s11661-999-0248-9>
25. *Svetlov I.L., Sukhanov N.N., Krivko A.I., etc.* The temperature-orientation dependence of the characteristics of short-term strength, Young's modulus and the coefficient of linear expansion of single crystals of the ZHS6F alloy // *Problems of strength.* 1987. № 1. P. 51–56. (In Russian)
26. *Solovyov A.E., Golynets S.A., Khvatovsky K.K.* Anisotropy of tensile elasticity characteristics of monocrystalline heat-resistant nickel alloys // *Proceedings of VIAM.* 2017. № 10 (58). P. 112–118. (In Russian)
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-10-12-12>
27. *Epishin A., Fedelich B., Finn M. et al.* I. Investigation of elastic properties of the single-crystal nickel-base superalloy CMSX-4 in the temperature interval between room temperature and 1300 °C // *Crystals* 2021. V. 11. №. 2. P. 152.
<https://doi.org/10.3390/cryst11020152>
28. *Siebörger D., Knake H., Glatzel U.* Temperature dependence of the elastic moduli of the nickel-base superalloy CMSX-4 and its isolated phases // *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. V. 298. № 1–2, P. 26–33.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01318-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01318-6)
29. *Kuhn H.-A., Sockel H. G.* Contributions of the different phases of two nickel-base superalloys to the elastic behaviour in a wide temperature range // *Phys. Stat. Sol. A.* 1990. V. 119. P. 93–105.
<https://doi.org/10.1002/pssa.2211190112>
30. *Demtröder K., Eggeler G., Schreuer J.* Influence of microstructure on macroscopic elastic properties and thermal expansion of nickel-base superalloys ERBO/1 and LEK94 // *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* 2015. V. 46. № 6. P. 563–576.
<https://doi.org/10.1002/mawe.201500406>
31. *Yang S.W.* Elastic constants of a monocrystalline nickel-base superalloy // *Metall. Trans. A.* 1985. V. 16. P. 661–665.
<https://doi.org/10.1007/BF02814240>