

Научная статья

УДК 620.179

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-1-87-99

СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ПРИМЕНИМОСТЬ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО РЕНТГЕНОВСКОГО ДИФРАКЦИОННОГО МЕТОДА ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ. Часть 1

П.Н. Медведев¹, Н.С. Моисеева¹, А.Я. Кочубей¹, П.Л. Журавлева¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Проведена оценка остаточных напряжений образцов в разном структурном состоянии при различных параметрах рентгеновской съемки. Выполнено моделирование напряжений при четырехточечном изгибе. Показано, что значимым фактором, влияющим на измерение остаточных напряжений, является погрешность измерения межплоскостного расстояния. Выявлены факторы негативного влияния текстуры на точность определения остаточных напряжений – малая интенсивность рентгеновской линии вне текстурного максимума и анизотропия упругости. Шероховатость образцов алюминиевых сплавов до $R_a = 1,4$ мкм не является фактором влияния.

Ключевые слова: поверхностные остаточные напряжения, текстурный анализ, шероховатость, алюминиевые и никелевые сплавы

Для цитирования: Медведев П.Н., Моисеева Н.С., Кочубей А.Я., Журавлева П.Л. Структурные факторы, определяющие применимость неразрушающего рентгеновского дифракционного метода оценки остаточных напряжений. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2025. № 1 (143). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-1-87-99.

Scientific article

STRUCTURAL FACTORS DETERMINING APPLICABILITY OF THE NON-DESTRUCTIVE X-RAY DIFFRACTION METHOD FOR ASSESSING RESIDUAL STRESS. Part 1

P.N. Medvedev¹, N.S. Moiseeva¹, A.Ya. Kochubey¹, P.L. Zhuravleva¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. Residual stresses assessment of samples with different structural conditions is carried out under various x-ray parameters. Modeling of residual stresses under four-point bending has been executed. It shows that the most significant factor influencing residual stresses measurement error is the interplanar distance measurement error. Negative influence texture factors on the accuracy of residual stresses determination are identified – x-ray line small intensity out of textural maximum and elasticity anisotropy in materials. The surface roughness up to $R_a = 1,4$ microns for aluminum alloys samples is not an influence factor.

Keywords: surface residual stresses, texture analysis, roughness, aluminum and nickel alloys

For citation: Medvedev P.N., Moiseeva N.S., Kochubey A.Ya., Zhuravleva P.L. Structural factors determining applicability of the non-destructive X-ray diffraction method for assessing residual stress. Part 1. *Trudy VIAM*, 2025, no. 1 (143), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-1-87-99.

Введение

При контроле готовых деталей и изделий для определения остаточных напряжений основным методом неразрушающего контроля является рентгеновская дифракция. Наиболее значимые задачи, решаемые данным методом, следующие [1–4]:

- оценка напряженного состояния поверхности после различных этапов обработки поверхности (дробеструйная и лазерная обработки, шлифование, фрезерование и др.);
- оценка напряженного состояния упрочняющих покрытий;
- исследование склонности к короблению деталей аддитивного производства, прокатанных листов и плит;
- оценка характера распределения остаточных напряжений после сварки;
- подбор режимов термической обработки для снятия остаточных напряжений.

Оценка остаточных напряжений в поверхностных слоях деталей и изделий после проведения различных технологических операций выполняется с целью контроля возникновения растягивающих остаточных напряжений, которые могут привести к преждевременному развитию трещин и снижению прочностных показателей при ресурсных испытаниях.

В зарубежном стандарте [4] перечислены структурные факторы, оказывающие влияние на применимость метода рентгеновской дифракции для измерения остаточных напряжений, такие как сложный фазовый состав, кристаллографическая текстура, высокая степень наклепа поверхности, шероховатость поверхности, крупный размер зерна, неоднородность напряженного состояния в зоне измерения, неплоская поверхность.

Для обеспечения единства измерения остаточных напряжений необходимо создание методик их измерения и поверки оборудования, а также набор эталонов с заданным уровнем остаточных напряжений и без них. В настоящее время в РФ данные документы и эталонные образцы отсутствуют. Для создания таких образцов необходимо сформулировать требования к их структурно-фазовому состоянию, которые обеспечат наилучшую применимость рентгеновского дифракционного метода измерения остаточных напряжений.

В части 1 данной работы проведены исследования кристаллографической текстуры, зеренной структуры и шероховатости поверхности образцов из сплавов авиационного назначения на основе никеля и алюминия. Выполнено моделирование остаточных напряжений, уравновешенных в заданном объеме, при четырехточечном изгибе с применением специализированного приспособления. Проведена оценка остаточных напряжений после моделирования на образцах в разных структурных состояниях с применением рентгеновского дифрактометра при различных параметрах съемки.

Оценка (контроль) остаточных напряжений – необходимый технологический этап при разработке и производстве деталей из современных сплавов авиационного назначения [5–12], а также при определении параметров технологии их обработки.

Материалы и методы

Резка заготовок на образцы проведена на электроэрозионном станке, шлифовка и полировка – на автоматическом шлифовально-полировальном станке с микропроцессорным управлением.

Измерение деформаций в оснастке, моделирующей остаточные напряжения, при одноосном растяжении и четырехточечном изгибе проведено с применением фольговых тензорезисторов по ГОСТ 21616–91.

Исследование структурно-фазового состояния и оценка остаточных напряжений проведены на рентгеновском дифрактометре общего назначения, определение элементного состава и структуры – на растровом электронном микроскопе согласно ГОСТ Р ИСО 22309–2015. Металлографический анализ осуществлен на инвертированном металлографическом микроскопе. Исследование шероховатости поверхности проведено на лазерно-конфокальном микроскопе по ГОСТ 2789–73.

Анализ кристаллографической текстуры проведен на образцах из листов алюминиевого и никелевого сплавов. Исследование структуры материала в деформированном и отожженном состоянии, а также шероховатости поверхности после обработки наждачной бумагой с разной зернистостью проведено на пластинах из алюминиевого сплава.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Исследование структуры материала и остаточных напряжений в пластинах из алюминиевого сплава в деформированном и отожженном состояниях

Влияние углового положения рентгеновской линии 2θ на точность измерения межплоскостного расстояния описано во многих работах [2–4, 13]. Однако ширина рентгеновских линий, а также зашумленность и шаг сканирования, очевидно влияют на точность определения межплоскостных расстояний, а следовательно, и на точность определения остаточных напряжений рентгеновским дифракционным методом. Влияние данных параметров, связанное со структурным состоянием материала, показано при проведении исследования алюминиевого сплава в термообработанном состоянии (выдержка при температуре соответствующей однофазной области с быстрым охлаждением до комнатной температуры) и после прокатки из закаленного состояния.

Рентгеноструктурный анализ образцов из алюминиевого сплава в двух состояниях показал, что при прокатке в связи с увеличением плотности дислокаций при пластической деформации закономерно увеличивается период решетки алюминия и ширина рентгеновских линий – от 1 до 1,6 градуса угла 2θ .

На рис. 1 показаны результаты исследования влияния времени накопления на уровень шума на дифрактограмме аналитической линии (422) Al. Коэффициент шумности спектра определен как максимальная интенсивность дифракционного пика (I_{\max}), за вычетом фоновой интенсивности, отнесенная к уровню шума. Уровень шума (I_{noise}) рассчитан как разница между максимальным и минимальным отклонением экспериментальных точек от модельной профильной функции.

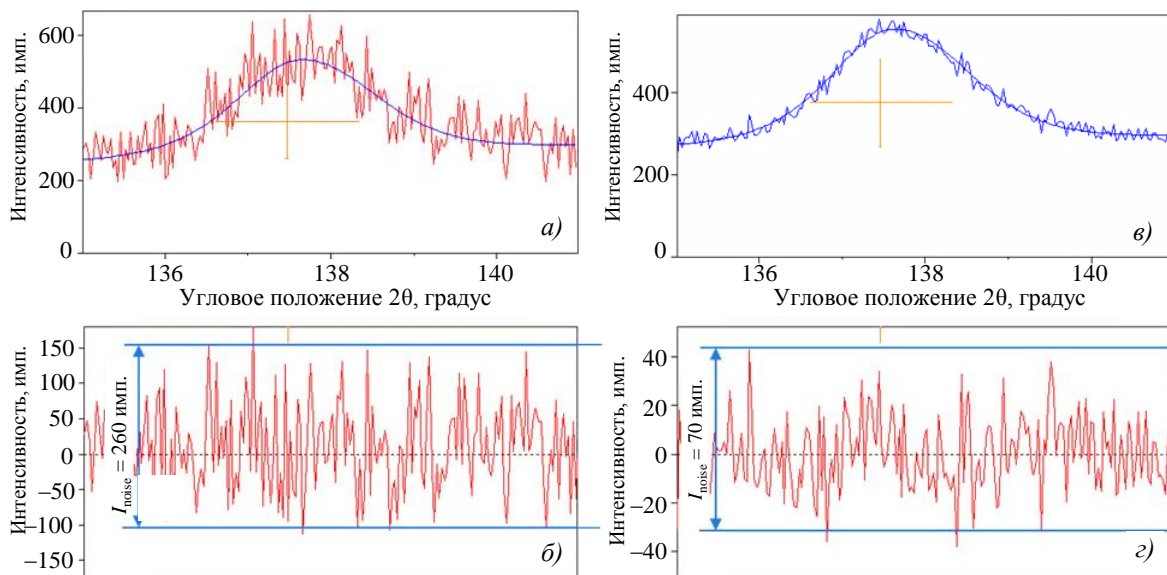


Рис. 1. Рентгеновская линия (422) Al при времени накопления 0,1 (а) и 2 с (в), а также разностный график экспериментальной и теоретической кривой при времени накопления 0,1 (б) и 2 с (г)

Из-за небольшой величины анализируемого слоя (десятки мкм) для оценки напряжений применяется приближение к плоско-напряженному состоянию. Деформация кристаллической решетки с уровнем напряжений в выбранном направлении связана с зависимостью

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1+\mu}{E} \cdot \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2 \psi - \frac{\mu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2), \quad (1)$$

где σ_{φ} – искомые напряжения в выбранном направлении; $\sigma_1 + \sigma_2$ – сумма главных напряжений; E – модуль упругости; μ – коэффициент Пуассона; φ – угол поворота; ψ – угол наклона нормали кристаллографической плоскости к нормали плоскости исследуемой поверхности.

Деформация решетки записывается как $\varepsilon_{\varphi\psi} = (d_0 - d_{\varphi\psi})/d_0$.
Формула (1) $d_{\varphi\psi}(\sin^2 \psi)$ будет иметь вид:

$$d_{\varphi\psi} = d_0 \cdot \left(-\frac{1+\mu}{E} \cdot \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2 \psi + 1 + \frac{\mu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right). \quad (2)$$

Если это выражение продифференцировать, то получится:

$$\frac{d(d_{\varphi\psi})}{d(\sin^2 \psi)} = \frac{d_{\max} - d_{\min}}{\sin^2 \psi_{\max} - \sin^2 \psi_{\min}} = -\frac{1+\mu}{E} d_0 \cdot \sigma_{\varphi};$$

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{(1+\mu)d_0} \cdot \frac{d_{\min} - d_{\max}}{\sin^2 \psi_{\max} - \sin^2 \psi_{\min}}. \quad (3)$$

Как показано на рис. 2 на погрешность измерений остаточных напряжений $\Delta\sigma$ влияет ошибка определения межплоскостного расстояния $\Delta d/d_0$, зависящая от шага сканирования $\Delta 2\theta$, уровня шумов рентгеновской дифракционной линии, ширины линии B и углового положения линии 2θ . Погрешность измерения напряжений можно описать как $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$, где параметры σ_{\max} и σ_{\min} определяются по углу наклона красной и синей линий соответственно (рис. 2)

$$\sigma_{\max} = \frac{E}{(1+\mu)d_0} \cdot \frac{d_{\min} - d_{\max}}{\sin^2 \psi_{\max} - \sin^2 \psi_{\min}} + \frac{2 \cdot E}{(1+\mu)} \cdot \frac{\Delta d}{d_0} \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi_{\max} - \sin^2 \psi_{\min}};$$

$$\sigma_{\min} = \frac{E}{(1+\mu)d_0} \cdot \frac{d_{\min} - d_{\max}}{\sin^2 \psi_{\max} - \sin^2 \psi_{\min}} - \frac{2 \cdot E}{(1+\mu)} \cdot \frac{\Delta d}{d_0} \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi_{\max} - \sin^2 \psi_{\min}}.$$

Следовательно, погрешность измерения напряжений определяется выражением

$$\Delta\sigma = \frac{4 \cdot E}{(1+\mu)} \cdot \frac{\Delta d}{d_0} \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi_{\max} - \sin^2 \psi_{\min}}. \quad (4)$$

Из формулы (4) следует, что на погрешность измерения остаточных напряжений $\Delta\sigma$ влияет диапазон углов наклона $\psi_{\max} - \psi_{\min}$ – чем он больше, тем меньше ошибка.

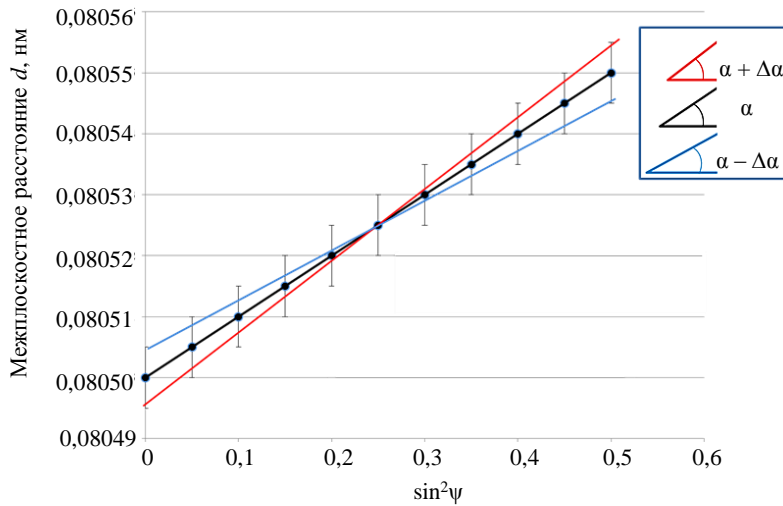


Рис. 2. Иллюстрация оценки погрешности измерения остаточных напряжений (α – угол наклона линейной зависимости Δd от $\sin^2 \psi$)

Анализ погрешности определения остаточных напряжений $\Delta\sigma$ проведен при обработке 500 рентгеновских спектров, полученных с варьированием шага сканирования и ширины рентгеновской линии (для двух состояний алюминиевого сплава). Для расчета параметра $\Delta\sigma$ в алюминиевом сплаве приняты следующие значения показателей: модуль упругости $E = 70$ ГПа, коэффициент Пуассона $\mu = 0,3$, максимальный угол $\psi_{\max} = 45$ градусов. Построена зависимость уровня шума дифрактограммы от времени накопления (рис. 3, а). Соотношение сигнал/шум $I_{\max}/I_{\text{noise}}$ монотонно возрастает с увеличением времени накопления на точку с тенденцией к уменьшению эффекта. Построены карты распределения $\Delta\sigma$ от времени накопления на точку и шага сканирования (рис. 3, б, в) для полных значений ширины линий 1 и 1,6 градуса угла 2θ .

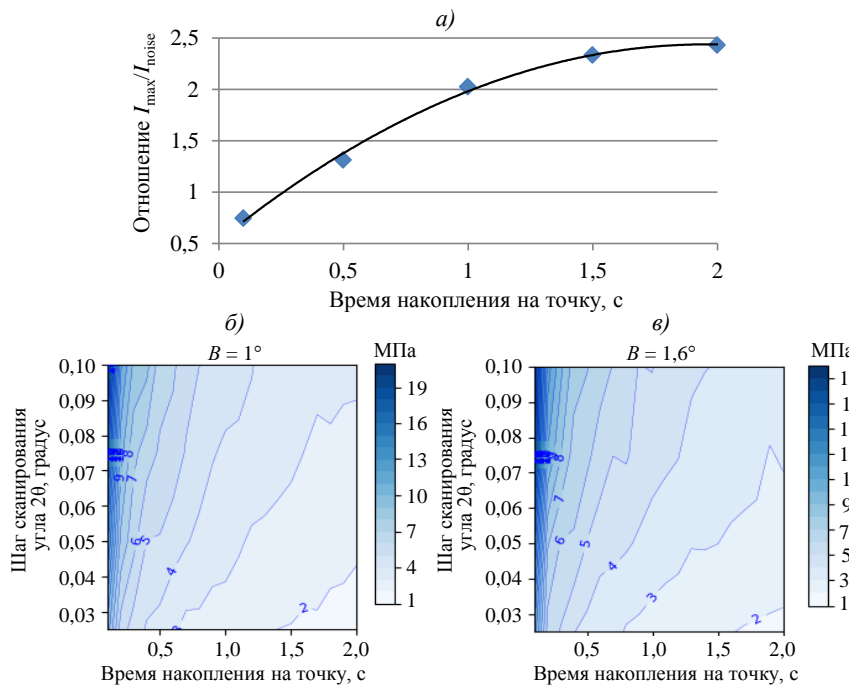


Рис. 3. Зависимость уровня шума дифрактограммы от времени накопления на точку (а), распределение $\Delta\sigma$ от времени накопления на точку и шага сканирования (б, в)

Анализ данных распределений показал, что в первую очередь на погрешность влияют не конкретные величины шага и выдержки, а их сочетания. В качестве комплексной величины взяли общее время съемки углового интервала T , определяемое по формуле

$$T = \tau(2\theta_{\max} - 2\theta_{\min})/\Delta 2\theta,$$

где τ – время выдержки на точку; $2\theta_{\max} - 2\theta_{\min}$ – интервал углов сканирования; $\Delta 2\theta$ – шаг сканирования.

Зависимость $\Delta\sigma(T)$ – монотонно убывающая (рис. 4) и описывается соотношением $T \approx 1/\Delta\sigma^2$.

Видно, что при небольших значениях T погрешность измерения остаточных напряжений быстро снижается по мере увеличения времени сканирования. При увеличении значений T скорость снижения величины $\Delta\sigma$ уменьшается. Технологически приемлемое время для выбора условий съемки – при котором реализован максимальный эффект снижения погрешности без затягивания времени съемки: ~100 с, согласно приведенному графику $\Delta\sigma(T)$.

Из приведенных результатов следует, что на точность измерения остаточных напряжений существенно влияют условия проведения рентгеновской съемки. К значимым параметрам можно отнести: время выдержки на точку, шаг сканирования, диапазон углов наклона, выбор анализируемой рентгеновской линии по ее интенсивности и угловому положению 2θ .

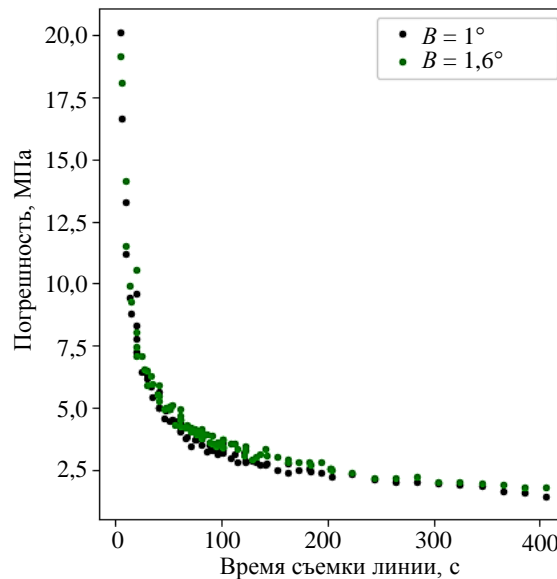


Рис. 4. Зависимость погрешности измерения остаточных напряжений от общего времени съемки и времени выдержки на точку.

Исследование влияния кристаллографической текстуры на измерение остаточных напряжений рентгеновским дифракционным методом

Снижение интенсивности рентгеновских линий, связанное с наличием кристаллографической текстуры, также может являться причиной снижения точности определения межплоскостного расстояния. Анализ кристаллографической текстуры проведен рентгеновским дифракционным методом с построением прямых полюсных фигур.

Компоненты кристаллографической текстуры описываются как $\{hkl\}\langle uvw\rangle$, где кристаллографическое семейство плоскостей $\{hkl\}$ параллельно нормальному направлению, а кристаллографическое семейство направлений $\langle uvw\rangle$ параллельно направлению прокатки.

Кристаллографическая текстура листа из никелевого сплава (рис. 5) является острой и описывается двумя текстурными компонентами: $\{110\}\langle 112\rangle$ и $\{112\}\langle 111\rangle$.

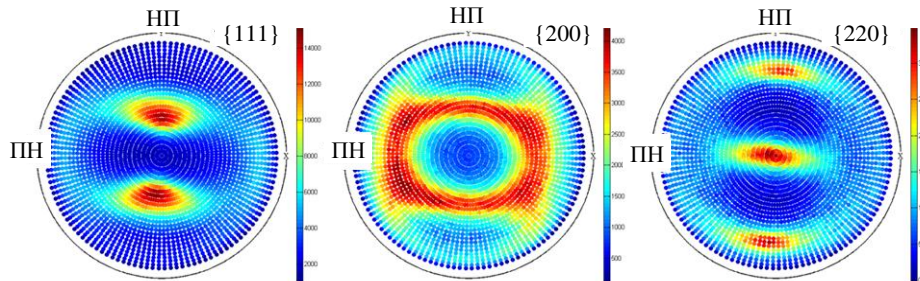


Рис. 5. Прямые полюсные фигуры $\{111\}$, $\{200\}$, $\{220\}$ никелевого сплава в направлении прокатки (НП) и в поперечном направлении (ПН)

Оценка остаточных напряжений проведена при испытаниях на четырехточечный изгиб образца из никелевого сплава, величина деформации составляла 0,15; 0,25 и 0,35 %. Построены графики зависимости (рис. 6) межплоскостного расстояния (деформации решетки) и интегральной интенсивности аналитической рентгеновской линии (420) от $\sin^2\psi$, где ψ – угол между нормалью к поверхности образца и отражающей кристаллографической плоскости.

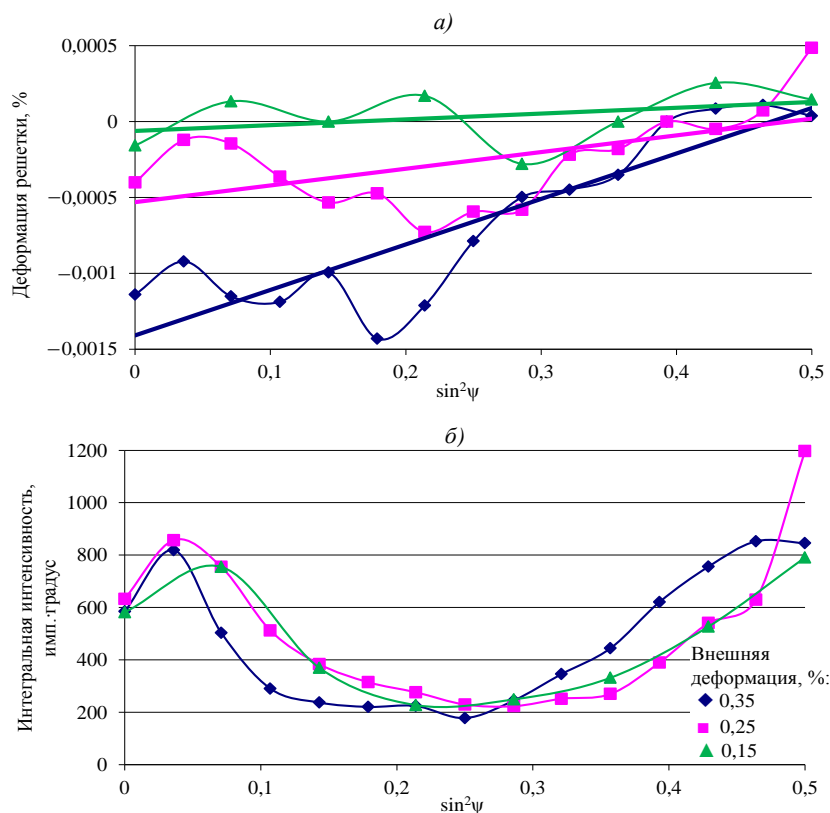


Рис. 6. Зависимости деформации кристаллической решетки (а) и интегральной интенсивности линии (420) никелевого листа (б) от $\sin^2\psi$

Интенсивность линии (420) при разных значениях $\sin^2\psi$ существенно отличается, что, так же как и прямые полюсные фигуры, указывает на наличие острой текстуры. Кристаллографическая текстура вызывает анизотропию механических свойств – прежде всего, упругих [13, 14]. Никель обладает высокой анизотропией упругих свойств [15], максимальное значение модуля упругости E вдоль кристаллографического направления $\langle 111 \rangle$ может отличаться более чем в 2 раза от минимального значения E вдоль направления $\langle 100 \rangle$. Кристаллографическая текстура является мерой между двумя крайними состояниями – бестектурным изотропным, с одной стороны, и предельно анизотропным монокристаллическим – с другой.

Нелинейность зависимости межплоскостного расстояния $\sin^2\psi$ может указывать на анизотропию упругих характеристик материала. Линейность данной зависимости спрогнозирована теорией упругости для одноосного напряженного состояния. Для описания одноосного напряженного состояния в формулу (2) нужно подставить: $\sigma_\phi = \sigma_1$ и $\sigma_2 = 0$.

Кристаллографическая текстура в алюминиевых листах (рис. 7) неоднородна – на поверхности и в центральной зоне материала текстура отличается. Текстуру поверхностного слоя можно описать двумя компонентами $\{100\} \langle 110 \rangle$ и $\{113\} \langle 211 \rangle$, текстуру центральных слоев – одной компонентой $\{113\} \langle 211 \rangle$. Дополнительные исследования микроструктуры показали, что зеренная структура данных алюминиевых листов также различна по глубине. Поверхность представлена относительно крупными равноосными зёрнами размером ~ 50 мкм, в центральных слоях находятся мелкие равноосные зёрна размером ~ 2 мкм. Сохраняется образ исходной волокнистой структуры за счет декорирования волокон фазами, выделяющимися при старении.

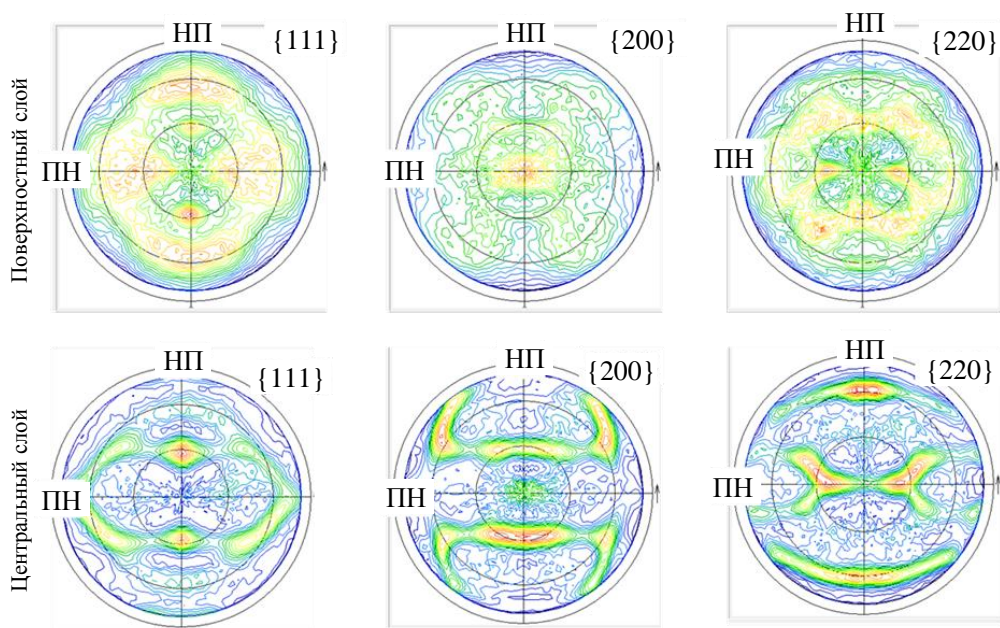


Рис. 7. Прямые полюсные фигуры $\{111\}$, $\{200\}$, $\{220\}$ с поверхности листа и с центрального слоя листа из алюминиевого сплава в направлении прокатки (НП) и в поперечном направлении (ПН)

Оценка остаточных напряжений проведена на поверхности листа из алюминиевого сплава при испытаниях на четырехточечный изгиб, величина деформации составляла 0,1; 0,2 и 0,3 %. При моделировании остаточных напряжений после удаления

поверхностного слоя, величина деформации составляла 0,15 и 0,25 %. Построены зависимости (рис. 8 и 9) межплоскостного расстояния и интегральной интенсивности аналитической рентгеновской линии (422) от $\sin^2\psi$.

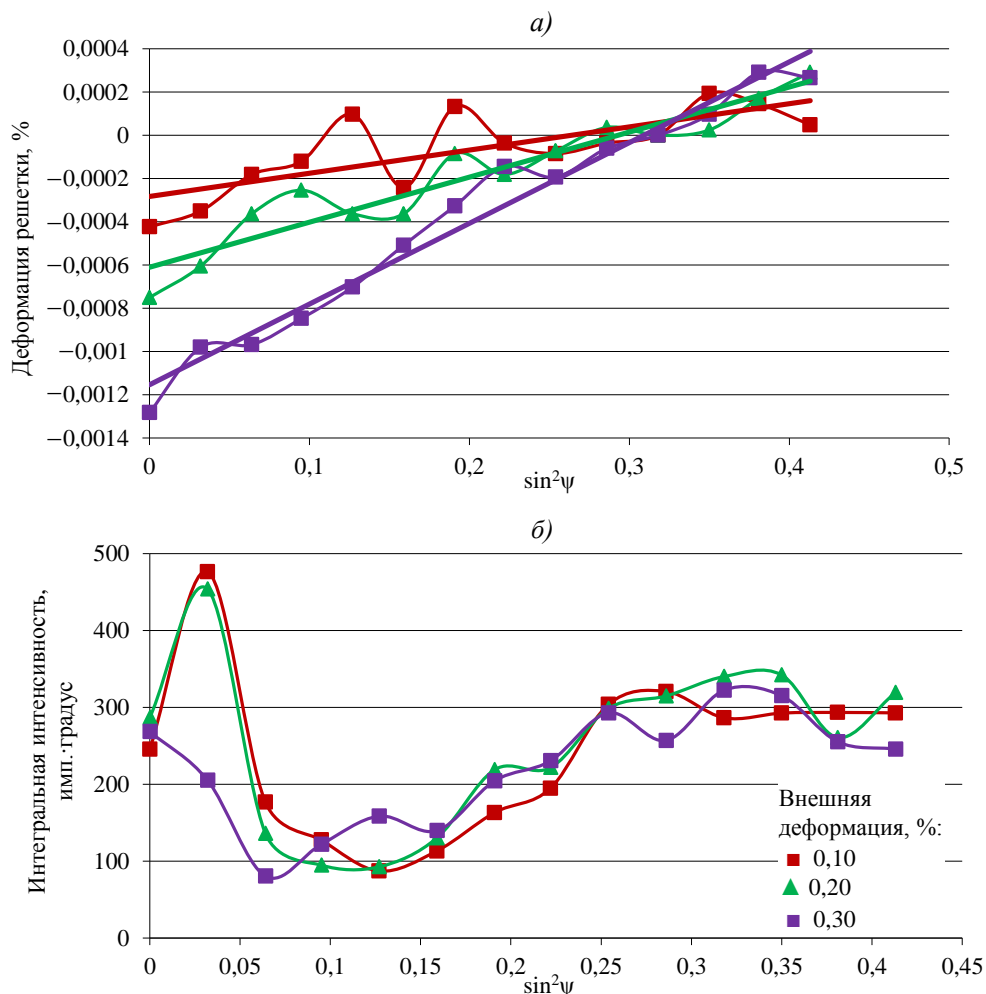


Рис. 8. Зависимости деформации кристаллической решетки (а) и интегральной интенсивности линии (422) поверхности алюминиевого листа (б) от $\sin^2\psi$

Видно, что на зависимости деформации решетки от $\sin^2\psi$ отклонение от линейности для поверхностных слоев меньше, чем для центральных. На поверхности листа более размытая текстура, чем в центральных слоях, что сказывается на отклонении от линейности зависимости деформации решетки от $\sin^2\psi$. В отличие от монокристалла никеля у монокристалла алюминия степень анизотропии упругости очень низкая и отклонение от линейности связано с точностью определения межплоскостного расстояния – чем ниже интенсивность линии, тем меньше точность определения межплоскостного расстояния и, как следствие, значения деформации кристаллической решетки.

Отклонение от линейности можно выразить как погрешность определения уровня остаточных напряжений – чем выше отклонение, тем больше погрешность.

Для разделения текстурных факторов (низкой интенсивности линии и анизотропии упругости), влияющих на точность определения уровня остаточных напряжений, провели съемку с увеличенным временем накопления (рис. 10). С увеличением экспозиции повысилась точность определения межплоскостного расстояния. В алюминиевом сплаве, не склонном к анизотропии упругости, отклонение от нелинейности пропадает

(напряжение 178 МПа с погрешностью 6 МПа) даже на образце с острой текстурой, в никелевом сплаве – сохраняется (напряжение 511 МПа с погрешностью 69 МПа).

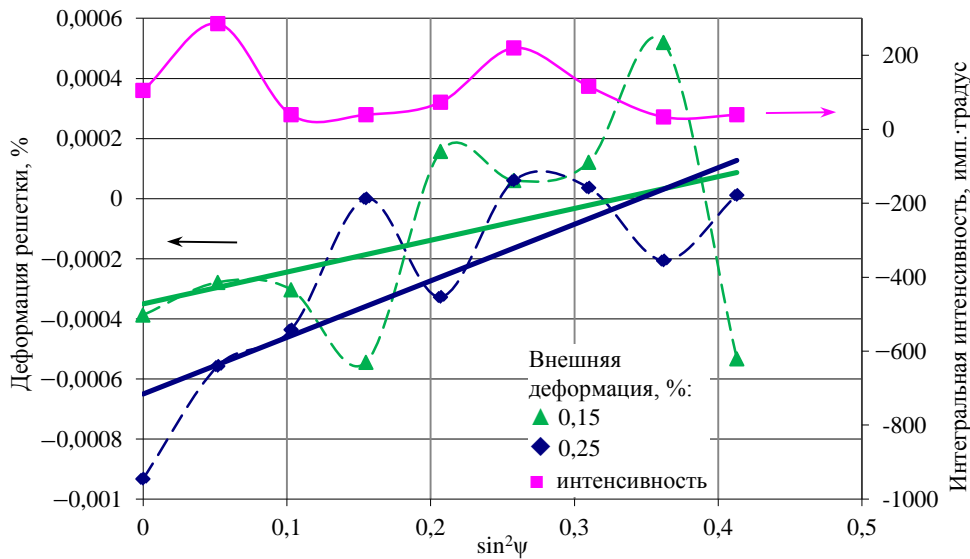


Рис. 9. Зависимости деформации кристаллической решетки и интегральной интенсивности линии (422) центрального слоя листа от $\sin^2\psi$

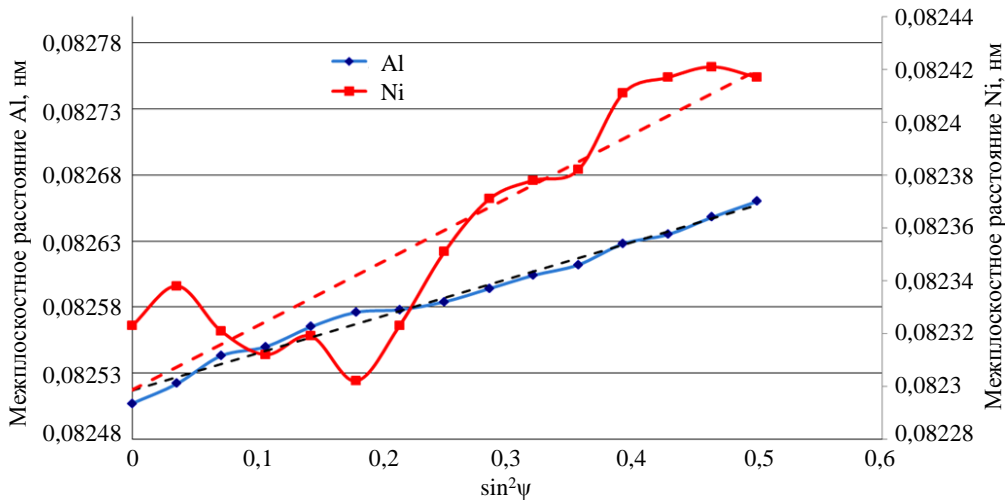


Рис. 10. Зависимость деформации кристаллической решетки от $\sin^2\psi$ для остротекстурованных состояний листов алюминиевого и никелевого сплавов (рентгеновская съемка с увеличенным временем накопления)

**Исследование шероховатости поверхности
и остаточных напряжений в пластинах из алюминиевого сплава
после обработки наждачной бумагой с разной зернистостью**

Алюминиевые листы обработали наждачной бумагой с зернистостью от 80 до 1200 абразивных частиц на дюйм для формирования поверхности с различными параметрами шероховатости. Анализ шероховатости провели на конфокальном лазерном сканирующем микроскопе с увеличением $\times 500$ и определили высотные параметры R_a и R_z (рис. 11). Значение параметра R_a варьируется от 0,1 до 1,4 мкм, R_z – от 1 до 26 мкм. Для оценки остаточных напряжений рентгеновским методом более важна характеристика R_a , поскольку она является усредненной характеристикой рельефа поверхности.

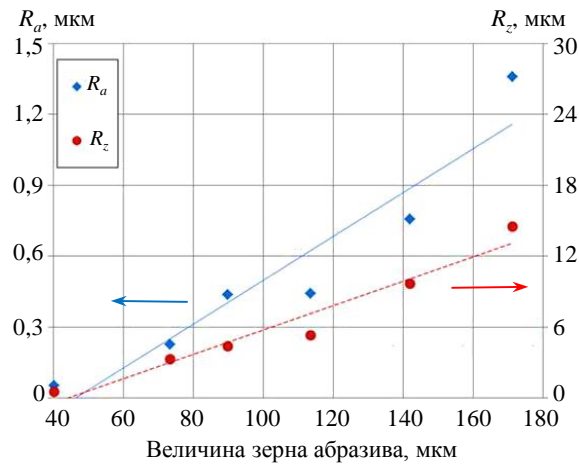


Рис. 11. Зависимость параметров шероховатости R_a и R_z от среднего размера абразивных частиц

Рентгеноструктурный анализ показал, что шероховатость поверхности не вносит значимых отклонений от линейности в зависимости межплоскостного расстояния от $\sin^2\psi$ для алюминиевых сплавов. Данный факт объясняется тем, что величина шероховатости R_a существенно меньше толщины анализируемого слоя алюминия, которая оценивается в 50–60 мкм при применении рентгеновской трубки с $\text{Cu } K_\alpha$ -излучением.

Заключения

Исследования отожженного и деформированного с помощью прокатки листа алюминиевого сплава показали, что при прокатке происходит увеличение периода решетки и уширение дифракционной линии более чем на 50 %.

Наиболее значимым фактором, влияющим на погрешность измерения остаточных напряжений, является погрешность измерения межплоскостного расстояния, которая в свою очередь зависит от шага сканирования $\Delta 2\theta$, уровня шумов, ширины и углового положения рентгеновской дифракционной линии.

Исследования кристаллографической текстуры и размера зерна показали, что на поверхности листа алюминиевого сплава сформирован рекристаллизованный слой материала с размером зерна ~50 мкм с размытой текстурой $\{100\}\langle 110\rangle$, в центральных слоях листа определена острая текстура $\{311\}\langle 112\rangle$ и размер зерна ~2 мкм. Кристаллографическая текстура листа из никелевого сплава является острой и описывается двумя текстурными компонентами $\{110\}\langle 112\rangle$ и $\{112\}\langle 111\rangle$.

Выявлены два фактора негативного влияния текстурированного состояния материала на точность определения уровня остаточных напряжений – малая интенсивность рентгеновской линии вне текстурного максимума и анизотропия упругости в склонных к ней материалах.

После обработки наждачной бумагой с разной зернистостью образцов из алюминиевого сплава шероховатость поверхности R_a находится в диапазоне значений от 0,22 до 1,4 мкм. Шероховатость не вносит значимых погрешностей в определение уровня остаточных напряжений, поскольку величина шероховатости R_a существенно меньше толщины анализируемого слоя в 50–60 мкм.

Список источников

1. Горелик С.С. Рекристаллизация. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
2. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов; 4-е изд. доп. и перераб. М.: МИСИС, 2002. 360 с.

3. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
4. EN 15305:2008. Non-destructive Testing – Test Method for Residual Stress analysis by X-ray Diffraction. British standard, 2009. 85 p.
5. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
6. Kablov E.N., Antipov V.V., Yakovlev N.O., Kulikov V.V., Avtaeva Ya.V., Avtaev V.V., Medvedev P.N. Effect of the temperature and anisotropy of sheets from Al–Cu–Mg–Li system on the mechanical properties in the range of small plastic strains // Industrial Laboratory. Materials Diagnostics. 2022. Vol. 88. No. 11. P. 55–65.
7. Каблов Е.Н., Нечайкина Т.А., Сомов А.В., Иванов А.Л., Мурзабаева О.Ю. Влияние термической обработки на структуру и свойства пресованных полуфабрикатов из перспективного сверхпрочного алюминиевого сплава В-1977 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. № 1 (811). С. 28–33.
8. Оглодков М.С., Романенко В.А., Бенариев И., Рудченко А.С., Григорьев М.В. Исследование промышленных полуфабрикатов из перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.03.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
9. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Сурова В.А. Обзор перспективных высокотемпературных жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлических материалов для производства газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.03.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
10. Сбитнева С.В., Лукина Е.А., Бенариев И. Некоторые особенности структуры алюминиевых сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления (обзор) // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83.
11. Лукина Е.А., Наприенко С.А., Горбовец М.А., Зайцев Д.В., Оглодкова Ю.С. Изменения структурно-фазового состояния холоднодеформированных полуфабрикатов из Al–Li-сплавов после различных низкотемпературных воздействий // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-39-49.
12. Бондаренко Ю.А. Тенденции развития высокотемпературных металлических материалов и технологий при создании современных авиационных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
13. Физическое материаловедение: учеб. для вузов в 8 т. М.: НИЯУ МИФИ, 2012. Т. 3: Методы исследования структурно-фазового состояния материалов / Н.В. Волков, В.И. Скрытный, В.П. Филиппов, В.Н. Яльцев. 800 с.
14. Физическое материаловедение: учеб. для вузов в 8 т. М.: НИЯУ МИФИ, 2012. Т. 1: Физика твердого тела / Г.Н. Елманов, А.Г. Залужный, Ю.А. Перлович и др. 764 с.
15. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толораия В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.

References

1. Gorelik S.S. *Recrystallization*. Moscow: MISIS, 2005, 432 p.
2. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and electron-optical analysis: textbook for universities*. 4th ed. suppl. and revised. Moscow: MISiS, 2002, 360 p.
3. Umansky Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N., Rastorguev L.N. *Crystallography, X-ray and electron microscopy*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 632 p.
4. EN 15305:2008. *Non-destructive Testing – Test Method for Residual Stress analysis by X-ray Diffraction*. British standard, 2009, 85 p.

5. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.
6. Kablov E.N., Antipov V.V., Yakovlev N.O., Kulikov V.V., Avtaeva Ya.V., Avtaev V.V., Medvedev P.N. Effect of the temperature and anisotropy of sheets from Al–Cu–Mg–Li system on the mechanical properties in the range of small plastic strains. *Industrial Laboratory. Materials Diagnostics*, 2022, vol. 88, no. 11, pp. 55–65.
7. Kablov E.N., Nechaikina T.A., Somov A.V., Ivanov A.L., Murzabaeva O.Yu. Influence of heat treatment on the structure and properties of pressed semi-finished products from promising super-strong aluminum alloy B-1977. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2023, no. 1 (811), pp. 28–33.
8. Oglodkov M.S., Romanenko V.A., Benarieb I., Rudchenko A.S., Grigoryev M.V. Study of industrial semi-finished products from advanced aluminum-lithium alloys for aircraft products. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 04, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
9. Echin A.B., Bondarenko Yu.A., Kolodyazhny M.Yu., Surova V.A. Review of perspective high-temperature superalloys based on refractory non-metallic materials for production of gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 04, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
10. Sbitneva S.V., Lukina E.A., Benarieb I. Some structural features of aluminum alloys obtained by selective laser melting (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 04, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83.
11. Lukina E.A., Naprienko S.A., Gorbovets M.A., Zaitsev D.V., Oglodkova Yu.S. Changes in the structural and phase state of cold-formed semi-finished products from Al–Li- alloys after various low-temperature effects. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 04, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-39-49.
12. Bondarenko Yu.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
13. *Physical Materials Science: a textbook for higher education institutions in 8 vols.* Moscow: NRNU MPhI, 2012, vol. 3: Methods for studying the structural and phase state of materials. N.V. Volkov, V.I. Skrytny, V.P. Filippov, V.N. Yaltsev, 800 p.
14. *Physical Materials Science: a textbook for higher education institutions in 8 vols.* Moscow: NRNU MPhI, 2012, vol. 1: Solid state physics. G.N. Elmanov, A.G. Zaluzhny, Yu.A. Perlovich, 764 p.
15. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B., Toloraia V.N., Gavrilin O.S. *Single crystals of nickel heat-resistant alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 336 p.

Информация об авторах

Медведев Павел Николаевич, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Моисеева Надежда Сергеевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кочубей Александр Яковлевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Журавлева Полина Леонидовна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Pavel N. Medvedev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nadezhda S. Moiseeva, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksander Ya. Kochubey, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Polina L. Zhuravleva, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 26.08.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 29.08.2024.
The article was submitted 26.08.2024; approved and accepted for publication after reviewing 29.08.2024.