

Научная статья

УДК 669.018.44

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-46-56

АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ NiCoCrWReNbAlTiC ПО МОДЕЛИ ДЖОНСОНА–КУКА

И.И. Власов¹, Г.С. Севальнев¹, И.В. Валюхова¹, О.А. Дьяченко¹

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

Аннотация. Представлен комплексный анализ деформационного упрочнения шести различных образцов жаропрочного сплава системы NiCoCrWReNbAlTiC, изготовленных методами литья, горячей пластической деформации и селективного лазерного спекания. Установлено, что материалы, полученные методом селективного лазерного спекания с последующей термообработкой, демонстрируют наиболее высокие характеристики деформационного упрочнения с относительным вкладом до 70 % при пластической деформации 50 %. Материал после горячей пластической деформации с последующей термической обработкой имеет максимальные значения модуля упрочнения (460,4 МПа при $\varepsilon = 0,1$).

Ключевые слова: деформационное упрочнение, модель Джонсона–Кука, селективное лазерное спекание, горячая пластическая деформация, литье, механические свойства, высокоэнтропийные сплавы

Для цитирования: Власов И.И., Севальнев Г.С., Валюхова И.В., Дьяченко О.А. Анализ параметров деформационного упрочнения многокомпонентного высокоэнтропийного сплава системы NiCoCrWReNbAlTiC по модели Джонсона–Кука // Труды ВИАМ. 2026. № 6 (160). С. 46–56. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-46-56.

Scientific article

ANALYSIS OF THE PARAMETERS OF DEFORMATION HARDENING OF A MULTICOMPONENT HIGH-ENTROPY ALLOY OF THE NiCoCrWReNbAlTiC SYSTEM ACCORDING TO THE JOHNSON–COOK MODEL

I.I. Vlasov¹, G.S. Sevalnev¹, I.V. Valyuhova¹, O.A. Dyachenko¹

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

Abstract. This paper presents a comprehensive analysis of the deformation hardening of a NiCoCrWReNbAlTiC system heat-resistant alloy, made by casting, hot plastic deformation and selective laser sintering. It is established that materials produced by selective laser sintering method with further heat treatment demonstrate the highest deformation hardening characteristics with a relative contribution of up to 70 %. The material after hot plastic deformation with subsequent heat treatment shows maximum values of the hardening modulus (460.4 MPa at $\varepsilon = 0.1$).

Keywords: deformation hardening, Johnson–Cook model, selective laser sintering, hot plastic deformation, casting, mechanical properties, high-entropy alloys

For citation: Vlasov I.I., Sevalnev G.S., Valyuhova I.V., Dyachenko O.A. Analysis of the parameters of deformation hardening of a multicomponent high-entropy alloy of the NiCoCrWReNbAlTiC system according to the Johnson–Cook model. *Trudy VIAM*, 2026, no. 6 (160), pp. 46–56. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-46-56.

Введение

Развитие новых материалов и технологий их получения является стратегическим направлением обеспечения технологического лидерства и национальной безопасности [1, 2]. Современное материаловедение характеризуется активным внедрением редких и редкоземельных элементов в композиции перспективных сплавов, что открывает новые возможности для создания материалов с уникальными свойствами [3–8]. Исследование деформационного упрочнения высокоэнтропийных сплавов, полученных с использованием различных технологий, является важным элементом создания научно-технического задела для разработки материалов нового поколения с заданными эксплуатационными характеристиками.

Изучение деформационного упрочнения металлических материалов имеет длительную историю. Первые систематические исследования влияния пластической деформации на прочностные свойства металлов проведены в начале XX в. Людвигом и Холломоном [9, 10]. Они установили степенную зависимость между напряжением течения и пластической деформацией, которая легла в основу современных подходов к описанию упрочнения.

В 1960–1970-х гг. значительный вклад в понимание механизмов упрочнения внесли работы Келли, Никольсона [11] и других исследователей, которые связали макроскопические характеристики упрочнения с микроструктурными изменениями в материале. Установлено, что основными механизмами упрочнения являются: дислокационное упрочнение за счет увеличения плотности дислокаций, зернограничное упрочнение (эффект Холла–Петча), упрочнение за счет дисперсных частиц и твердорастворное упрочнение. Теоретические основы пластичности и континуальные модели деформации систематизированы в фундаментальных работах [11, 12].

Модель Джонсона–Кука, предложенная в 1983 г. [13], стала революционным шагом в моделировании поведения материалов при экстремальных условиях нагружения. Ее преимущество заключается в возможности раздельного учета влияния деформации, скорости деформации и температуры на напряжение течения. Это позволяет использовать модель для широкого спектра приложений – от квазистатического нагружения до высокоскоростного удара.

Современные исследования в области аддитивных технологий производства показывают, что материалы, изготовленные методами селективного лазерного спекания (СЛС), имеют уникальные микроструктурные характеристики [14–16]. Работы ряда авторов [14, 15] демонстрируют формирование мелкозернистых структур с высокой плотностью дислокаций, что существенно влияет на механические свойства материала. Однако систематические исследования параметров деформационного упрочнения таких материалов в рамках модели Джонсона–Кука остаются ограниченными.

Горячая пластическая деформация (ГПД) как метод получения материалов с улучшенными механическими свойствами активно изучается в работах российских и зарубежных ученых [17, 18]. Исследования показывают, что контролируемая деформация при повышенных температурах позволяет формировать волокнистые структуры с преимущественной ориентацией зерен, что приводит к анизотропии свойств и высокой способности к упрочнению в определенных направлениях.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования использовали многокомпонентный высокоэнтропийный сплав системы NiCoCrWReNbAlTiC, в котором суммарное количество легирующих элементов не превышало 7 % (по массе). Выбор данной системы обусловлен высокими жаропрочными характеристиками и перспективностью применения в авиакосмической промышленности для изготовления деталей горячего тракта газотурбинных двигателей. В данной статье рассматривается сплав, изготовленный следующими методами:

– литье (расплав готовили в вакуумной индукционной печи при ≥ 1450 °С с последующей разливкой в медные кристаллизаторы при ≥ 150 °С, скорость охлаждения составляла 25–30 °С/с в интервале температур кристаллизации для предотвращения ликвации легирующих элементов);

– литье + термическая обработка (ТО);

– ГПД (при температуре ≤ 1200 °С со скоростью $0,3$ с⁻¹ с промежуточными подогревами для предотвращения чрезмерного охлаждения и обеспечения оптимальной температуры деформации, степень обжатия 70 %);

– ГПД + ТО;

– СЛС (использовали порошок системы NiCoCrWReNbAlTiC (фракция частиц размером 10–63 мкм), полученный методом газовой атомизации в аргоне; процесс проводили в атмосфере аргона высокой чистоты с содержанием кислорода $< 0,05$ %);

– СЛС + ТО.

Для оценки степени деформационного упрочнения энтропийных сплавов системы Ni–Co–Cr использовали модель Джонсона–Кука [13]:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}))(1 - (\frac{T - T_0}{T_{melt} - T_0})^m),$$

где σ – напряжение материала, МПа; A – предел текучести материала, МПа; B – коэффициент деформационного упрочнения, характеризующий способность материала сопротивляться деформации, МПа; C – коэффициент скоростного упрочнения, характеризующий поведение материала при высоких скоростях деформации; m – показатель степени скорости деформации, характеризующий влияние скорости деформации на поведение материала; n – показатель степени деформационного упрочнения, характеризующий поведение материала при больших деформациях; T_{melt} , T_0 , T – температуры плавления материала, окружающей среды и материала соответственно, К; ε – эффективная пластическая деформация; $\varepsilon/\varepsilon_0$ – эффективная скорость пластической деформации.

Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине с максимальным усилием 100 кН при комнатной температуре (20 ± 2 °С) и скорости деформации 10^{-3} с⁻¹. Образцы изготавливали согласно ГОСТ 1497–2023 со следующими размерами рабочей части: длина 50 мм, диаметр 10 мм, радиус галтели 5 мм.

Деформацию измеряли с помощью экстензомера с базой 25 мм и точностью $\pm 0,5$ %. Нагрузку регистрировали встроенным силоизмерительным датчиком с погрешностью $\leq 0,5$ % от измеряемого значения. Данные записывали с частотой 10 Гц в течение всего испытания.

Параметры модели Джонсона–Кука определяли методом наименьших квадратов путем аппроксимации экспериментальных кривых деформирования в координатах «истинное напряжение–истинная деформация». Для каждого материала проводили не менее пяти параллельных испытаний с последующей статистической обработкой результатов. Доверительный интервал составлял 95 %.

Дополнительно проводили металлографические исследования на оптическом микроскопе для анализа микроструктуры материалов. Травление образцов осуществляли электролитически в 10%-ном растворе щавелевой кислоты. Методология микроскопических исследований дислокационных структур основывалась на классической работе [19].

На основе полученных параметров модели рассчитывали следующие характеристики деформационного упрочнения:

– модуль упрочнения θ ;

– относительный вклад упрочнения $\Delta\sigma/\sigma$;

– коэффициент интенсивности упрочнения $K = B/A$;

- напряжение при заданной деформации $\sigma(\varepsilon_p) = A + B\varepsilon_p^n$;
- эффективность упрочнения $\eta = (\sigma_{\varepsilon=1} - \sigma_{\varepsilon=0})/\sigma_{\varepsilon=0}$.

Анализ проводили для диапазона пластических деформаций от 0,1 до 1,0 с шагом 0,1.

Результаты и обсуждение

Структуры сплавов, полученных разными методами, представлены на рис. 1 и 2. Структура сплава после литья (рис. 1, *a*) характеризуется крупнозернистой дендритной структурой с размером зерна 100–150 мкм. Структура представляет собой γ -твердый раствор на основе никеля с выделениями карбидов типа MC (где M – Nb, Ti, W) преимущественно по границам зерен и в междендритных пространствах. Подобная структура типична для высоколегированных аустенитных сплавов на основе никеля [20]. Процесс ТО приводит к частичному растворению эвтектических карбидов и выделению дисперсных упрочняющих фаз (рис. 2, *a*).

Сплав после ГПД (рис. 1, *б*) имеет ярко выраженную волокнистую структуру с вытянутыми в направлении деформации зернами. Средний размер зерна составляет 30–50 мкм в поперечном сечении, 150–250 мкм – в продольном. Наблюдаются высокая плотность дислокаций, субзеренная структура и частичная динамическая рекристаллизация. Карбиды располагаются преимущественно в виде строчек вдоль направления деформации. Процесс ТО (рис. 2, *б*) не оказал значительного влияния на изменение структуры сплава системы NiCoCrWReNbAlTiC с учетом растворения карбидных фаз в матрице.

Сплав после СЛС (рис. 1, *в*) характеризуется наиболее мелкозернистой структурой с размером зерна 5–15 мкм и наличием характерных ванн расплава. Структура имеет ячеистое строение, типичное для сверхбыстрой кристаллизации. Присутствуют метастабильные фазы, высокая плотность дислокаций и дисперсные наноразмерные выделения карбидов. После ТО (рис. 2, *в*) происходит формирование равномерно распределенных упрочняющих фаз размером 20–50 нм.

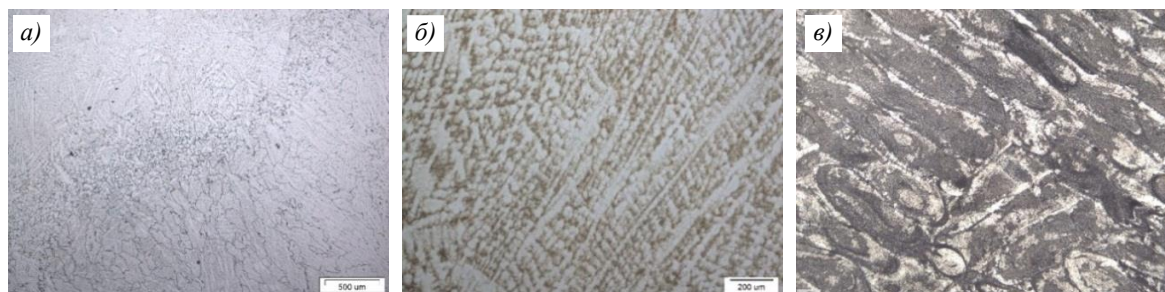


Рис. 1. Структуры многокомпонентного высокоэнтропийного сплава системы NiCoCrWReNbAlTiC после литья (*a*), горячей пластической деформации (*б*) и селективного лазерного спекания (*в*)

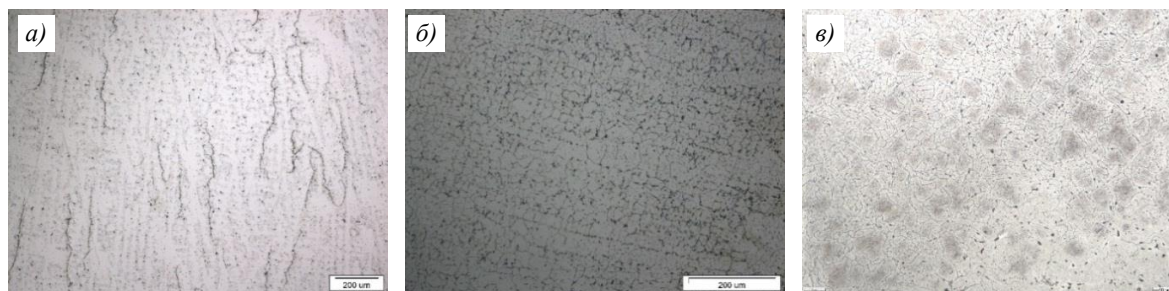


Рис. 2. Структуры многокомпонентного высокоэнтропийного сплава системы NiCoCrWReNbAlTiC с наложенной термической обработкой после литья (*a*), горячей пластической деформации (*б*) и селективного лазерного спекания (*в*)

В табл. 1 представлены определенные экспериментально параметры деформационного упрочнения для исследованных материалов. Анализ полученных данных показывает, что материалы, изготовленные с использованием современных технологий (ГПД и СЛС), демонстрируют значительно более высокие значения коэффициента деформационного упрочнения B по сравнению с традиционным литьем. Наибольшие значения $B = 900$ МПа характерны для материалов, полученных методом СЛС, что связано с формированием мелкозернистой структуры, высокой плотностью дефектов кристаллического строения и наличием дисперсных упрочняющих фаз, которые эффективно препятствуют движению дислокаций.

Таблица 1

Параметры деформационного упрочнения

Метод получения материала	A , МПа	B , МПа	n	B/A
Литье	301	79,84	0,720	0,27
Литье + ТО	330	85,24	0,550	0,26
ГПД	534	683	0,236	1,28
ГПД + ТО	414	683	0,256	1,65
СЛС	835	900	0,105	1,08
СЛС + ТО	590	900	0,139	1,53

Примечание. ТО – термическая обработка; ГПД – горячая пластическая деформация; СЛС – селективное лазерное спекание; A – предел текучести материала; B – коэффициент деформационного упрочнения, характеризующий способность материала сопротивляться деформации; n – показатель степени деформационного упрочнения, характеризующий поведение материала при больших деформациях.

Модуль упрочнения, характеризующий интенсивность изменения напряжения с увеличением деформации, представлен в табл. 2. Наибольшие значения модуля упрочнения на начальных стадиях деформации ($\epsilon = 0,1$) демонстрируют материалы, изготовленные методом ГПД с последующей ТО (460,4 МПа). Особенностью СЛС-материалов является практически постоянный модуль упрочнения во всем исследованном диапазоне деформаций, что указывает на равномерный характер упрочнения.

Таблица 2

Модуль упрочнения при различной деформации

Метод получения материала	Модуль упрочнения, МПа, при деформации				
	0,1	0,2	0,3	0,5	1,0
Литье	140,3	108,0	88,3	65,1	39,0
Литье + ТО	129,5	111,8	100,4	82,6	60,0
ГПД	420,1	368,5	334,7	281,4	206,4
ГПД + ТО	460,4	401,9	364,3	305,3	221,3
СЛС	313,9	316,4	317,8	320,0	323,3
СЛС + ТО	403,1	398,3	395,3	390,9	384,0

Примечание. ТО – термическая обработка, ГПД – горячая пластическая деформация, СЛС – селективное лазерное спекание.

Относительный вклад деформационного упрочнения в общее напряжение течения является важной характеристикой, определяющей способность материала к дальнейшему упрочнению. На рис. 3 представлены графики зависимостей относительного вклада упрочнения от пластической деформации для исследованных материалов.

Материалы, полученные методом СЛС с последующей ТО, имеют максимальный относительный вклад упрочнения 70 % при деформации $\epsilon = 0,5$, что свидетельствует

об исключительно высокой способности к упрочнению. Литые материалы демонстрируют относительно низкие значения вклада упрочнения (13,1–13,8 % при $\varepsilon = 0,5$), что ограничивает их применение в условиях значительных пластических деформаций. Относительный вклад упрочнения рассчитан по формуле

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} = \frac{B\varepsilon_p^n}{A} \cdot 100\%,$$

где $\Delta\sigma$ – изменение напряжения течения, МПа; σ_0 – исходное напряжение, МПа.

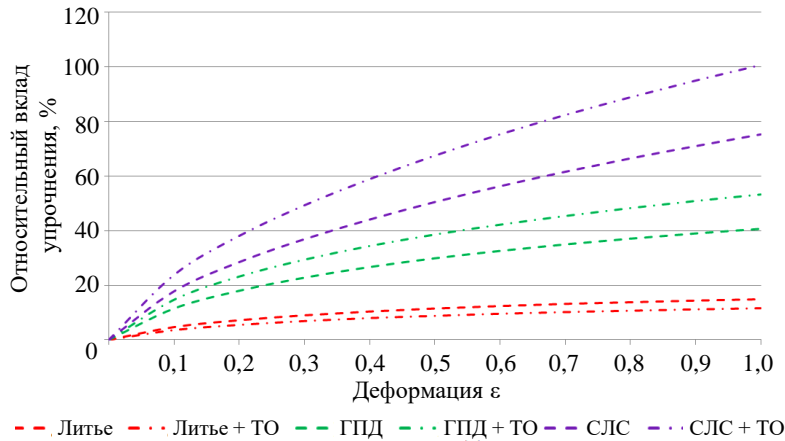


Рис. 3. Зависимости относительного вклада упрочнения от пластической деформации (ГПД – горячая пластическая деформация, СЛС – селективное лазерное спекание, ТО – термическая обработка)

Анализ показателя упрочнения n позволяет классифицировать сплав в различных состояниях по характеру упрочнения:

- интенсивное начальное упрочнение ($n > 0,5$) – материалы, полученные методом литья;
- умеренное упрочнение ($0,2 < n < 0,5$) – ГПД-материалы;
- равномерное упрочнение ($n < 0,2$) – СЛС-материалы.

Материал после СЛС с низкими значениями показателя n (0,105–0,139) отличается более равномерным распределением упрочнения по всему диапазону деформаций, что может быть предпочтительным для приложений, требующих стабильного поведения материала при больших деформациях.

Важной характеристикой способности к упрочнению является энергия упрочнения – работа, затрачиваемая на пластическую деформацию единицы объема материала. Расчет энергии упрочнения проводили интегрированием кривой упрочнения:

$$W = \int_0^{\varepsilon_{\max}} A + B\varepsilon_p^n d\varepsilon_p.$$

Результаты расчетов показали (рис. 4), что наибольшей энергией упрочнения при деформации до 50 % обладают СЛС-материалы (420 МДж/м³), что на 60 % больше по сравнению с литыми материалами (260 МДж/м³). Материалы, полученные методом ГПД, занимают промежуточное положение (380 МДж/м³).

Удельная энергия упрочнения (отнесенная к начальному пределу текучести) максимальна для материалов, полученных методом СЛС с последующей ТО, и составляет 0,71 МДж/(м³·МПа), что свидетельствует о высокой эффективности процесса упрочнения.

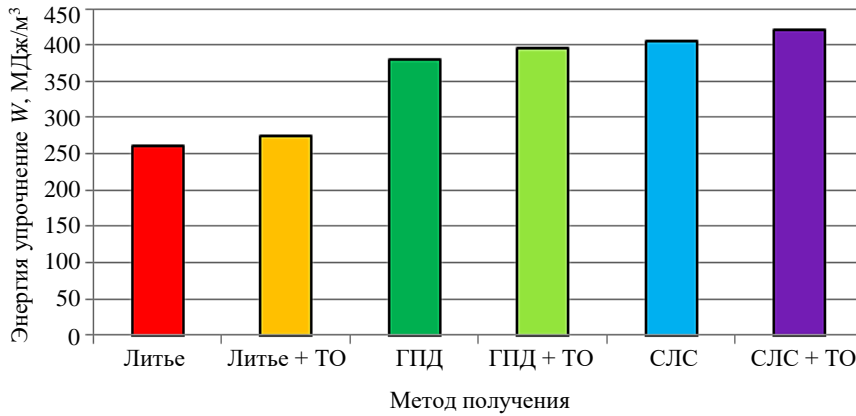


Рис. 4. Энергия упрочнения W при деформации $\varepsilon = 0,5$ (ТО – термическая обработка, ГПД – горячая пластическая деформация, СЛС – селективное лазерное спекание)

Полученные результаты демонстрируют существенное влияние технологии производства на параметры деформационного упрочнения многокомпонентного энтропийного сплава системы NiCoCrWReNbAlTiC. Сплав, изготовленный методом СЛС, имеет наилучшие характеристики упрочнения благодаря формированию микроструктуры с мелким зерном (5–15 мкм), высокой плотностью дислокаций и равномерно распределенными дисперсными упрочняющими фазами.

Процесс СЛС характеризуется высокими скоростями нагрева и охлаждения, что приводит к формированию неравновесных структур с повышенной плотностью дефектов. Это создает большое количество барьеров для движения дислокаций, обеспечивая высокую способность к деформационному упрочнению.

Сплав после ГПД демонстрирует высокие значения коэффициента B , но имеет более выраженный убывающий характер упрочнения. Это связано с формированием волокнистой структуры и текстуры в процессе ГПД, что создает направленные барьеры для движения дислокаций.

Различия в характеристиках деформационного упрочнения исследованных материалов обусловлены действием различных физических механизмов.

Дислокационное упрочнение является доминирующим механизмом для всех исследованных материалов. Однако его интенсивность существенно зависит от исходной плотности дислокаций и микроструктуры. Материалы, изготовленные методом СЛС, скорее всего, имеют наивысшую исходную плотность дислокаций, что обеспечивает высокую способность к упрочнению. Дополнительный вклад вносят дисперсные упрочняющие фазы, создающие эффективные барьеры для движения дислокаций по механизму Орована.

Зернограничное упрочнение наиболее выражено в СЛС-материалах благодаря мелкозернистой структуре. Для СЛС-материалов с размером зерна 15 мкм этот вклад в 3–4 раза больше по сравнению с литыми материалами. Подобный эффект измельчения зерна и связанное с ним повышение прочностных характеристик наблюдаются также в наноструктурных материалах, получаемых методами интенсивной пластической деформации [17].

Субструктурное упрочнение за счет ячеистой дислокационной структуры особенно важно для ГПД-материалов, где в процессе горячей деформации формируется развитая субзеренная структура. Для СЛС-материалов характерно наличие ячеистой субструктуры с размером ячеек 200–500 нм, образующейся при сверхбыстрой кристаллизации.

Упрочнение за счет внутренних напряжений имеет особое значение для СЛС-материалов из-за неравномерного охлаждения в процессе послойного синтеза. Процесс ТО частично снимает эти напряжения, изменяя характер упрочнения.

Полученные значения параметров модели Джонсона–Кука хорошо согласуются с данными научно-технической литературы для аналогичных жаропрочных никелевых сплавов [20, 21]. Для многокомпонентных сплавов на основе никеля типичные значения показателя n находятся в диапазоне 0,1–0,8, что соответствует результатам, полученным в данной работе.

Коэффициент B для традиционных материалов обычно составляет 50–200 МПа, в то время как для материалов, полученных с использованием современных технологий, он может достигать 500–1000 МПа [19–23], что также подтверждается результатами данного исследования.

Важно отметить, что СЛС-материалы на основе системы NiCoCrWReNbAlTiC демонстрируют характеристики упрочнения, превосходящие показатели традиционных литых жаропрочных сплавов, при сохранении достаточной пластичности (относительное удлинение 15–18 %).

Данное исследование ограничено анализом деформационного упрочнения при комнатной температуре и квазистатических скоростях деформации. Для полной характеристики материалов в рамках модели Джонсона–Кука необходимы дополнительные исследования влияния скорости деформации и температуры.

С точки зрения практического применения каждая технология имеет свою оптимальную область. Литье рекомендуется для изготовления крупногабаритных деталей, работающих при умеренных нагрузках, в условиях массового производства, где определяющим фактором является экономическая эффективность. Метод ГПД целесообразно применять для деталей, испытывающих анизотропные нагрузки, где требуется высокий модуль упрочнения на начальных стадиях деформации и возможна ориентация волокнистой структуры вдоль направления максимальных напряжений. Метод СЛС является оптимальным для изготовления высоконагруженных деталей сложной формы, работающих в экстремальных условиях, где требуются максимальная способность к деформационному упрочнению и высокая энергоемкость при деформации.

Процесс ТО по-разному влияет на параметры упрочнения различных материалов. Для литых образцов ТО приводит к снижению показателя n с 0,720 до 0,550 вследствие гомогенизации структуры и выравнивания свойств. В случае ГПД-материалов ТО незначительно повышает показатель n , сохраняя при этом высокий коэффициент B . Для СЛС-материалов ТО увеличивает показатель n с 0,105 до 0,139, что способствует более интенсивному упрочнению на начальных стадиях деформации при сохранении высокого значения коэффициента $B = 900$ МПа.

Заключения

Проведенное исследование позволило установить закономерности деформационного упрочнения металлических материалов, изготовленных различными методами.

Материалы, полученные методом СЛС с последующей ТО, демонстрируют наиболее высокие характеристики деформационного упрочнения с относительным вкладом до 70 % при пластической деформации 50 %. Максимальные значения модуля упрочнения (460,4 МПа) характерны для ГПД-материалов с ТО на начальных стадиях деформации. Материалы, полученные методом СЛС, отличаются равномерным характером упрочнения во всем диапазоне исследованных деформаций.

Традиционные литые материалы характеризуются ограниченной способностью к деформационному упрочнению, что может сдерживать их применение в условиях значительных пластических деформаций.

Процесс ТО по-разному влияет на различные типы материалов, что необходимо учитывать при проектировании технологических процессов.

Полученные результаты имеют важное практическое значение для обоснованного выбора технологии производства металлических изделий с требуемыми характеристиками деформационного упрочнения и могут быть использованы в инженерных расчетах и проектировании конструкций.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № S2. С. 3–10.
2. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» – инновационные решения формирования шестого технологического уклада // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № S1. С. 3–9.
3. Севальнев Г.С. Бериллийсодержащие стали – перспективный материал с высоким уровнем физико-механических свойств // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). С. 15–29. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.
4. Капланский Ю.Ю., Мазалов П.Б. Мировые тенденции развития тугоплавких высокоэнтропийных сплавов для теплонагруженных узлов аэрокосмической техники (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). С. 30–42. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-30-42.
5. Севальнев Г.С., Коробова Е.Н., Дворецков Р.М., Дорошенко А.В., Музафарова С.Р., Самойлова И.И. Влияние степени дисперсности структуры мартенсита и размера карбидной фазы на фрикционное взаимодействие в условиях сухого трения скольжения высокоуглеродистой комплексно-легированной стали // *Труды ВИАМ*. 2022. № 6 (112). С. 15–26. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-15-26.
6. Власов И.И., Севальнев Г.С., Ляхов А.А., Нефедкин Д.Ю. Исследование структуры и механических свойств Ni–Co–Cr энтропийного сплава в литом состоянии // *Труды ВИАМ*. 2024. № 12 (142). С. 18–30. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-12-18-30.
7. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Мин П.Г., Вадеев В.Е., Крамер В.В. Исследование и разработка технологических параметров плавки в вакууме коррозионностойких жаропрочных никелевых сплавов // *Металлург*. 2021. № 2. С. 62–67.
8. Gibson I., Rosen D.W., Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*. Springer, 2010. 459 p.
9. Ludwik P. *Elemente der technologischen Mechanik*. Berlin: Springer, 1909. 32 p.
10. Hollomon J.H. Tensile deformation // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1945. Vol. 162. P. 268–290.
11. Kelly A., Nicholson R.B. *Strengthening Methods in Crystals*. London: Applied Science Publishers, 1971. 534 p.
12. Khan A.S., Huang S. *Continuum theory of plasticity*. John Wiley & Sons, 1995. 420 p.
13. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*. 1983. Vol. 21. P. 541–547.
14. Yadroitsev I., Gusarov A., Yadroitsava I., Smurov I. Single track formation in selective laser melting of metal powders // *Journal of Materials Processing Technology*. 2010. Vol. 210. P. 1624–1631.
15. Sames W.J., List F.A., Pannala S. et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing // *International Materials Reviews*. 2016. Vol. 61 (5). P. 315–360.

16. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 117. P. 371–392.
17. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
18. McQueen H.J., Ryan N.D. Constitutive analysis in hot working // *Materials Science and Engineering A*. 2002. Vol. 322. P. 43–63.
19. Hirsch P.V., Howie A., Nicholson R.B. *Electron Microscopy of Thin Crystals*. London: Butterworths, 1965. 549 p.
20. Меерсон Г.А. Высокопрочные аустенитные стали. М.: Metallurgy, 1982. 295 с.
21. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
22. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results // *Proceedings of the Physical Society B*. 1951. Vol. 64 (9). P. 747–753.
23. Lin Y.C., Chen X.M. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working // *Materials & Design*. 2011. Vol. 32. P. 1733–1759.

Reference

1. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Vershkov A.V. Rare metals and rare-earth elements are materials for modern and future high technologies. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. S2, pp. 3–10.
2. Kablov E.N. Materials for «Buran» spaceship – innovative solutions of formation of the sixth technological mode. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. S1, pp. 3–9.
3. Sevalnev G.S. Beryllium-containing steels – perspective material with a high level of physical and mechanical properties. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 15–29. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.
4. Kaplanskii Yu.Yu., Mazalov P.B. World trends in the development of refractory high-entropy alloys for heat-loaded units of aerospace technics (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), pp. 30–42. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 17, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-30-42.
5. Sevalnev G.S., Korobova E.N., Dvoreckov R.M., Doroshenko A.V., Muzafarova S.-V.R., Samoilova I.I. Influence of the degree of martensitic structure dispersion and size of carbide phase on the frictional interaction under conditions of dry sliding friction of high-carbon complex alloy steel. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), pp. 15–26. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 25, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-15-26.
6. Vlasov I.I., Sevalnev G.S., Lyahov A.A., Nefedkin D.Yu. Study of the structure and mechanical properties of Ni–Co–Cr entropy alloy in the cast state. *Trudy VIAM*, 2024, no. 12 (142), pp. 18–30. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 20, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-12-18-30.
7. Kablov E.N., Sidorov V.V., Min P.G., Vadeev V.E., Kramer V.V. Research and development of technological parameters for vacuum melting of corrosion-resistant heat-resistant nickel alloys. *Metallurg*, 2021, no. 2, pp. 62–67.
8. Gibson I., Rosen D.W., Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*. Springer, 2010, 459 p.
9. Ludwik P. *Elemente der technologischen Mechanik*. Berlin: Springer, 1909, 32 p.
10. Hollomon J.H. Tensile deformation. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1945, vol. 162, pp. 268–290.
11. Kelly A., Nicholson R.B. *Strengthening Methods in Crystals*. London: Applied Science Publishers, 1971, 534 p.
12. Khan A.S., Huang S. *Continuum theory of plasticity*. John Wiley & Sons, 1995, 420 p.
13. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*. 1983, vol. 21, pp. 541–547.
14. Yadroitsev I., Gusarov A., Yadroitsava I., Smurov I. Single track formation in selective laser melting of metal powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, vol. 210, pp. 1624–1631.

15. Sames W.J., List F.A., Pannala S. et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*, 2016, vol. 61 (5), pp. 315–360.
16. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 371–392.
17. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation*. Moscow: Logos, 2000, 272 p.
18. McQueen H.J., Ryan N.D. Constitutive analysis in hot working. *Materials Science and Engineering A*, 2002, vol. 322, pp. 43–63.
19. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B. *Electron Microscopy of Thin Crystals*. London: Butterworths, 1965, 549 p.
20. Meerson G.A. *High-Strength Austenitic Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 295 p.
21. Kolachev B.A., Livanov V.A., Elagin V.I. *Metallurgy and Heat Treatment of Non-Ferrous Metals and Alloys*. Moscow: MISiS, 2005, 432 p.
22. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. *Proceedings of the Physical Society B*, 1951, vol. 64 (9), pp. 747–753.
23. Lin Y.C., Chen X.M. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. *Materials & Design*, 2011, vol. 32, pp. 1733–1759.

Информация об авторах

Власов Иван Игоревич, инженер 2 категории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Севальнев Герман Сергеевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Валюхова Ирина Владимировна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Дьяченко Ольга Александровна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ivan I. Vlasov, Second Category Engineer, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

German S. Sevalnev, Head of Sector, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Irina V. Valyuhova, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Olga A. Dyachenko, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 10.11.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.02.2026.

The article was submitted 10.11.2025; approved and accepted for publication after reviewing 03.02.2026.