



Обработка металлов

(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние ударной обработки на структуру и свойства никелевого сплава ЖС6У, полученного литьем и электронно-лучевым аддитивным производством

Андрей Воронцов ^{a,*}, Александр Панфилов ^b, Александра Николаева ^c, Андрей Черемнов ^d, Евгений Княжев ^e

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Академический проспект, 2/4, Томск, 634055, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.tsc.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>, nikolaeva@ispms.tsc.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>, amc@ispms.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, clothoid@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787.6:621.9.048.6:669.245

История статьи:

Поступила: 06 марта 2025

Рецензирование: 27 марта 2025

Принята к печати: 10 апреля 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Ударная обработка

Никелевый сплав

ЖС6У

Упрочнение поверхности

Механическая обработка

Аддитивное производство

ЭЛАП

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-01301. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. Никелевые сплавы широко применяются в аэрокосмической промышленности, однако их эксплуатационные характеристики требуют улучшения за счет модификации поверхности. Актуальной задачей является сравнительный анализ методов механо-импульсной обработки литого и аддитивно полученного сплава ЖС6У для оптимизации их свойств. **Цель работы** заключается в исследовании влияния низкочастотной (НЧ) и высокочастотной (ВЧ) ударной обработки на структурно-фазовое состояние и свойства поверхности никелевого сплава ЖС6У, полученного электронно-лучевым аддитивным производством и литьем. **Методы исследования:** микроструктурный анализ методом оптической микроскопии, рентгено-структурный анализ фазового состава, измерение микротвердости и трибологические испытания методом скретч-тестирования образцов сплава ЖС6У после различных режимов обработки. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что НЧ-обработка литого сплава увеличивает объемную долю упрочняющей фазы γ' , а ВЧ-обработка формирует дополнительную фазу Ti_2O . Обработка аддитивного сплава демонстрирует более значительные изменения: микродеформации кристаллической решетки выше в 1,71–2,18 раза, микронапряжения в поверхностном слое – в 2,09–2,73 раза, микротвердость обработанной поверхности аддитивно-полученного сплава ЖС6У – на 8–16 % по сравнению с литым материалом. Выявлены оптимальные режимы обработки: при НЧ – 40 секунд, при ВЧ – 20 минут, обеспечивающие минимальный коэффициент трения 0,075. **Выводы.** Механо-импульсная обработка позволяет эффективно упрочнять поверхность никелевых сплавов ЖС6У, полученных различными методами. Рекомендуется применение разработанных подходов для повышения эксплуатационных характеристик деталей в авиакосмической и машиностроительной отраслях. Требуется дальнейшие исследования циклической стабильности модифицированных структур после механо-импульсной обработки в различных частотных диапазонах.

Для цитирования: Влияние ударной обработки на структуру и свойства никелевого сплава ЖС6У, полученного литьем и электронно-лучевым аддитивным производством / А.В. Воронцов, А.О. Панфилов, А.В. Николаева, А.В. Черемнов, Е.О. Княжев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 238–254. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-238-254.

Введение

Никелевые сплавы благодаря сочетанию высокой термической стойкости, ударной вязкости и устойчивости к агрессивным средам

широко применяются в аэрокосмической промышленности и машиностроении при высоких температурах [1, 2]. Получение данных сплавов традиционными методами, такими как литье иковка, требует значительных временных затрат, имеет ограничения при изготовлении изделий сложной формы, а также может приводить к возникновению высоких внутренних напряжений и дефектов [3]. По сравнению с традиционными методами производства аддитивные технологии

*Адрес для переписки

Воронцов Андрей Владимирович, к.т.н., н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

Академический проспект, 2/4,

634055, г. Томск, Россия

Тел.: +7 983 239 3417, e-mail: vav@ispms.ru

позволяют устранить эти недостатки, обеспечивая высокую точность и скорость производства никелевых сплавов, а также минимизируют образование дефектов [4, 5] и позволяют проводить ремонт деталей [6].

Основной проблемой никелевых сплавов, полученных различными методами, является образование трещин, которые со временем распространяются вглубь материала, способствуя усталостному разрушению и снижению срока службы изделия [7–10]. Для минимизации усталостного разрушения никелевых сплавов применяют различные методы модификации поверхности: лазерную ударную обработку [11, 12], пескоструйную обработку [13], дробеструйную обработку [14] и электроимпульсную обработку [15, 16].

В работе [17] авторы исследовали влияние лазерной ударной обработки на механические свойства и микроструктуру никелевого сплава K403. По результатам проведенных испытаний на усталость установлено, что образованный нанокристаллический слой значительно увеличивает долговечность сплава в условиях высокочастотного циклического нагружения, повышая срок службы образцов в 2,44 раза по сравнению с исходным состоянием.

В работе [18] авторы исследовали влияние ультразвуковой нанокристаллической модификации поверхности на снижение водородной хрупкости никелевого сплава Inconel-625, изготовленного методом аддитивного производства. Испытания на растяжение показали, что после насыщения водородом и модификации поверхности образцы продемонстрировали увеличение относительного удлинения примерно на 6,3 %. Улучшение механических свойств связано с измельчением зерен, формированием остаточных сжимающих напряжений и увеличением плотности дислокаций, что также препятствует проникновению водорода в материал.

Вопрос модификации поверхности никелевого сплава методом механо-импульсной ударной обработки остается малоизученным. В то же

время данный метод широко применяется в промышленности как эффективный способ улучшения свойств металлических материалов за счет формирования упрочненного поверхностного слоя, снижения хрупкости и уменьшения уровня остаточных напряжений [19, 20].

Целью работы является сравнение влияния механо-импульсной ударной обработки на изменение структурно-фазового состояния и свойств поверхности никелевого сплава ЖС6У, полученного электронно-лучевым аддитивным производством и литьем.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи**:

1) установить влияние механо-импульсной ударной обработки на структурно-фазовое состояние поверхности никелевого сплава марки ЖС6У, полученного литьем и методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП);

2) установить влияние механо-импульсной ударной обработки на микротвердость и трибологические свойства поверхности никелевого сплава марки ЖС6У, полученного литьем и методом электронно-лучевого аддитивного производства.

Материалы и методы

В работе исследовали никелевый сплав марки ЖС6У (аналог K465) (состав приведен в таблице), получение которого осуществлялось методами литья и электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Механо-импульсную ударную обработку поверхности сплава ЖС6У производили инструментом из титанового сплава VT20, площадь соприкосновения с поверхностью образца составляла 5×5 мм.

Для обработки поверхности ЖС6У в работе использовали два метода ударной обработки. Первый метод заключался в обработке поверхности образцов сплава ЖС6У с низкой частотой (НЧ) основной гармонике 46,6 Гц и амплитудой колебаний 498 мкм. Время воздействия на образцы составляло 10, 20 и 40 с. Вторым методом

Состав сплава ЖС6У

Composition of ZhS6U alloy

Fe	C	Ni	Cr	Mo	W	Co	Nb	Ti	Al	Прочие
≤ 1	0,13...0,2	Основа	8,0...9,5	1,2...2,4	9,5...11,0	9,0...10,5	0,8...1,2	2,0...2,9	5,1...6,0	≤ 0,93

заклучался в обработке поверхности образцов сплава при высокой частоте (ВЧ) ударного воздействия – 21,8 кГц, амплитуде колебаний 6 нм, при этом время воздействия на образцы составляло 5, 10 и 20 мин.

Перед проведением ударной обработки поверхность образцов подготавливалась при помощи наждачной бумаги различной зернистости, а также алмазной пасты 1/0. Шероховатость полученных исходных образцов составляла $0,5 \pm 0,1$ мкм.

В процессе ударного воздействия предварительное усилие для всех методов обработки составляло 65 Н, что обусловлено динамическим процессом нагружения. В случае ударной обработки с низкой частотой это позволяет стабильно удерживать инструмент обработки на поверхности обрабатываемого материала. При малых амплитудах колебаний это позволяет создать условия диссипации энергии в зоне контакта инструмента ударной обработки с поверхностью обрабатываемого образца, а также поглощения энергии удара поверхностью образца для обеспечения деформаций поверхности.

Структуру и шероховатость поверхности образцов после ударной обработки исследовали методом оптической микроскопии с применением конфокального лазерного сканирующего микроскопа Olympus LEXT OLS4100. Методом оптической микроскопии также производились исследования структуры обработанных сплавов в поперечном сечении. Для этого каждый образец после механо-импульсной обработки подготавливался в сечении, нормальном поверхности обработки, по стандартной методике для металлографических исследований, включающей в себя шлифование на наждачной бумаге (SiC) с зернистостью до P2000, затем следовало финишное полирование на алмазной пасте 1/0. Значения микротвердости обработанной поверхности без предварительной подготовки измеряли на микротвердомере Duramin-5. Фазовый состав обработанных поверхностей образцов без предварительной подготовки определяли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-8 с $\text{CuK}\alpha$ -излучением. Анализ микронапряжений (II рода) произведен оценкой полной ширины на полувысоте (FWHM) рентгеновского рефлекса (220). Ввиду отсутствия эталонного (в ненапряженном состоянии) образца за исходную точку было взя-

то значение FWHM исходного образца при симметричной геометрии съемки. Истинная FWHM (β) высчитывалась по формуле

$$\beta = \sqrt{B^2 - b^2}, \quad (1)$$

где B – FWHM рефлекса (220) после деформационной обработки; b – FWHM рефлекса (220) исходного образца.

Микродеформацию кристаллической решетки (ε) для каждой величины деформации после деформационной обработки определили по формуле

$$\varepsilon = \frac{\beta}{4 \tan \Theta}, \quad (2)$$

где Θ – угловое положение анализируемого рефлекса (220).

Трибологические испытания обработанных поверхностей без предварительной подготовки проводили методом скретч-тестирования на макро-скретч-тестере Revetest-RST с алмазным индентором при постоянной нагрузке 10 Н на протяжении 3 мм (радиус кривизны 200 мкм).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены оптические изображения поверхностей НЧ-обработанных образцов сплавов ЖС6У. Значения шероховатости литого сплава после НЧ-ударной обработки находятся в диапазоне 2...5 мкм (рис. 1, а–в), в том же диапазоне находится шероховатость поверхности аддитивного сплава (рис. 1, г–е).

На рис. 2 представлены оптические изображения поверхности образцов литого и аддитивного сплавов, подвергнутых ВЧ-ударной обработке. На поверхности всех ВЧ-обработанных образцов никелевого сплава наблюдали образование дополнительного слоя, морфология которого в зависимости от времени ударного воздействия различалась. Шероховатость поверхности литых образцов после ВЧ-обработки составила примерно 2 мкм (рис. 2, а–в).

На рис. 3 представлены микроструктуры литого (рис. 3, а, в, д) и аддитивно-полученного (рис. 3, б, г, е) сплава ЖС6У в поперечном сечении после НЧ-механо-импульсных обработок. Анализ металлографических изображений показал, что степень пластической деформации

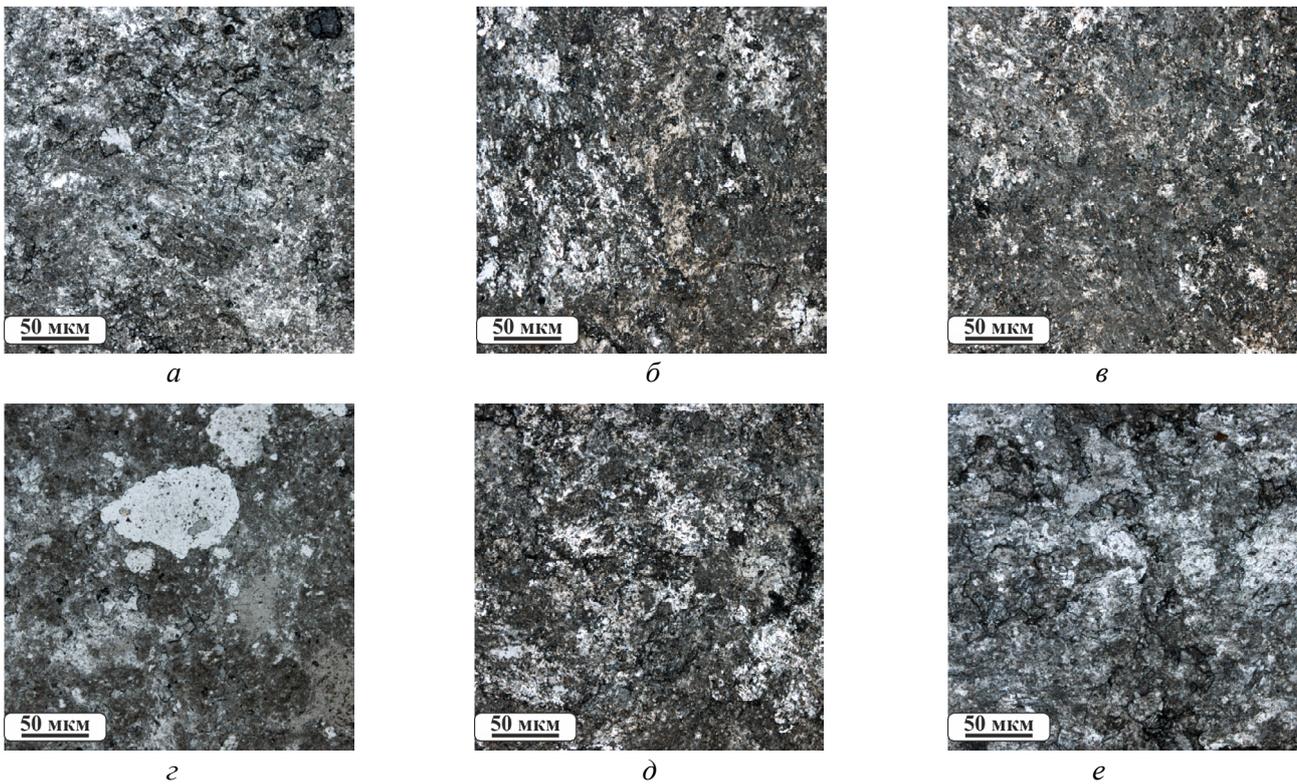


Рис. 1. Микроструктура поверхности литого (*a, в, д*) и аддитивно-полученного (*б, з, е*) сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки в течение 10 (*a, б*), 20 (*в, з*) и 40 (*д, е*) секунд

Fig. 1. Surface microstructure of cast (*a, в, д*) and additively manufactured (*б, з, е*) ZhS6U alloy after low frequency impact processing for 10 (*a, б*), 20 (*в, з*) and 40 (*д, е*) seconds

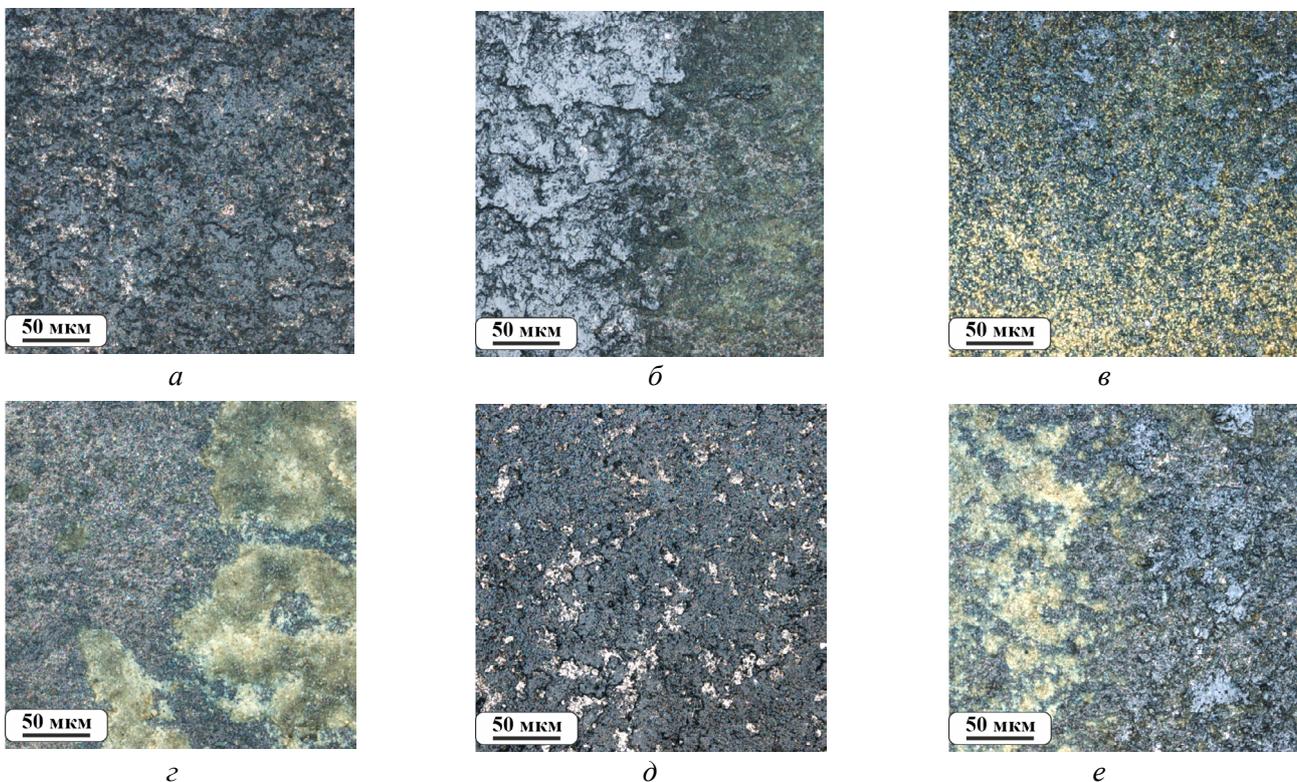


Рис. 2. Микроструктура поверхности литого (*a, в, д*) и аддитивно-полученного (*б, з, е*) сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки в течение 5 (*a, б*), 10 (*в, з*) и 20 (*д, е*) минут

Fig. 2. Surface microstructure of cast (*a, в, д*) and additively manufactured (*б, з, е*) ZhS6U alloy after high frequency impact processing for 5 (*a, б*), 10 (*в, з*) and 20 (*д, е*) minutes

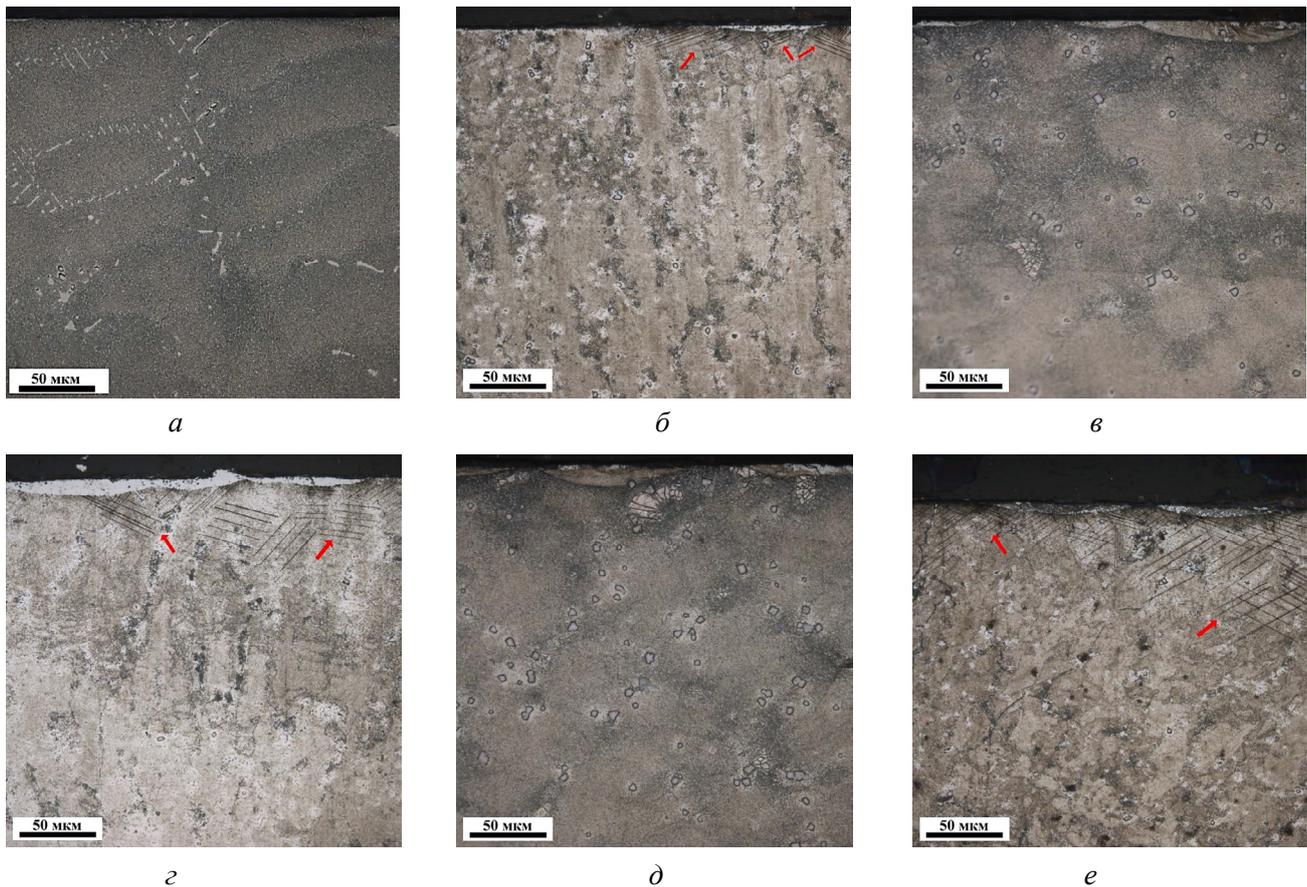


Рис. 3. Изображения оптической микроскопии сплава ЖС6У в поперечном сечении в литом состоянии (а, в, д) и аддитивно-полученного (б, з, е) после НЧ-ударной обработки со временем ударной обработки 10 (а, б), 20 (в, з) и 40 (д, е) секунд

Fig. 3. Optical microscopy images of ZhS6U alloy in cross section: cast (a, v, d) and additively manufactured (б, з, е) after low frequency impact processing for 10 (a, б), 20 (в, з) and 40 (д, е) seconds

увеличивается как с ростом времени обработки, так и в зависимости от исходного состояния материала. На рис. 3, б, з, е видно, что после НЧ-механо-импульсной обработки аддитивно полученного сплава ЖС6У формируется пластически деформированный поверхностный слой, который характеризуется полосами скольжения разной ориентации, отмеченными черными линиями и красными стрелками. С увеличением времени обработки до 40 секунд происходит изменение структуры сплава на глубину ~ 90 мкм (рис. 3, е).

Структура литого (рис. 4, а, в, д) и аддитивно-полученного (рис. 4, б, з, е) сплава ЖС6У в поперечном сечении после ВЧ-механо-импульсных обработок имеет отличия, в основном зависящие от исходного состояния материала. Тем не менее по результатам оптической микроскопии в поперечном сечении с увеличением времени обработки аддитивно-полученные образцы бо-

лее подвержены деформированию в сравнении с аналогичными обработками ЖС6У в литом состоянии. В литом состоянии (рис. 4, а, в, д) структурные изменения развиваются более равномерно. При максимальном времени обработки отмечается значительное измельчение структуры и увеличение глубины измененного слоя.

Рентгеноструктурный анализ образцов литого и аддитивного никелевого сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки представлены на рис. 5. Основными фазами, как и в исходном материале, являются Ni (γ) и Ni₃Al(Ti) (γ'). С увеличением времени воздействия НЧ-ударной обработки в литых образцах наблюдали рост объемной доли γ' -фазы (рис. 5, а).

Рентгеноструктурный анализ образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки представлены на рис. 6. Основными фазами, как и в исходном материале, являются Ni (γ) и Ni₃Al(Ti) (γ'). При этом

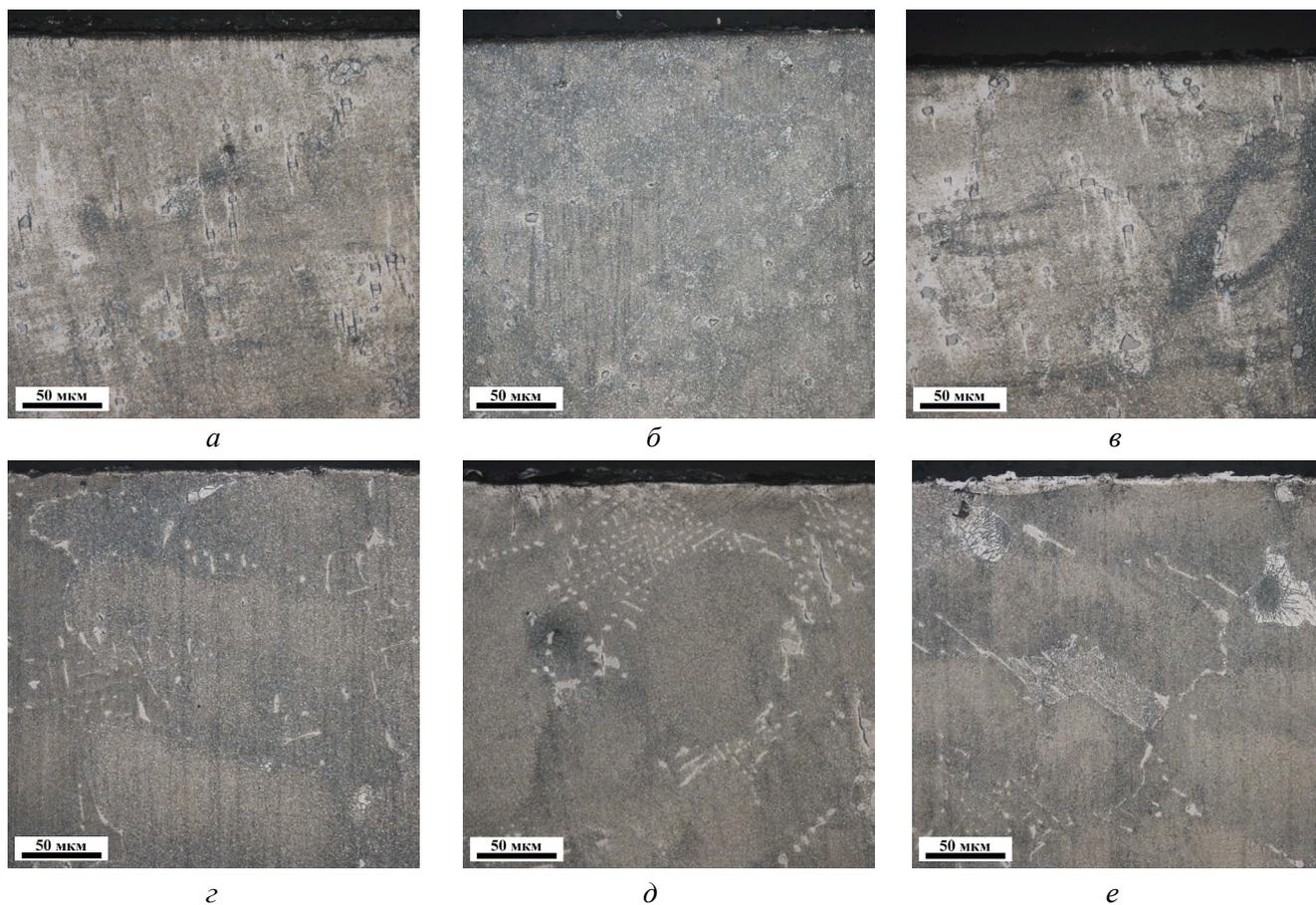


Рис. 4. Изображения оптической микроскопии сплава ЖС6У в поперечном сечении в литом состоянии (а, в, д) и аддитивно-полученного (б, г, е) после ВЧ-ударной обработки со временем ударной обработки 5 (а, б), 10 (в, г) и 20 (д, е) минут

Fig. 4. Optical microscopy images of ZhS6U alloy in cross section: cast (a, в, д) and additively manufactured (б, г, е) after high frequency impact processing for 5 (а, б), 10 (в, г) and 20 (д, е) minutes

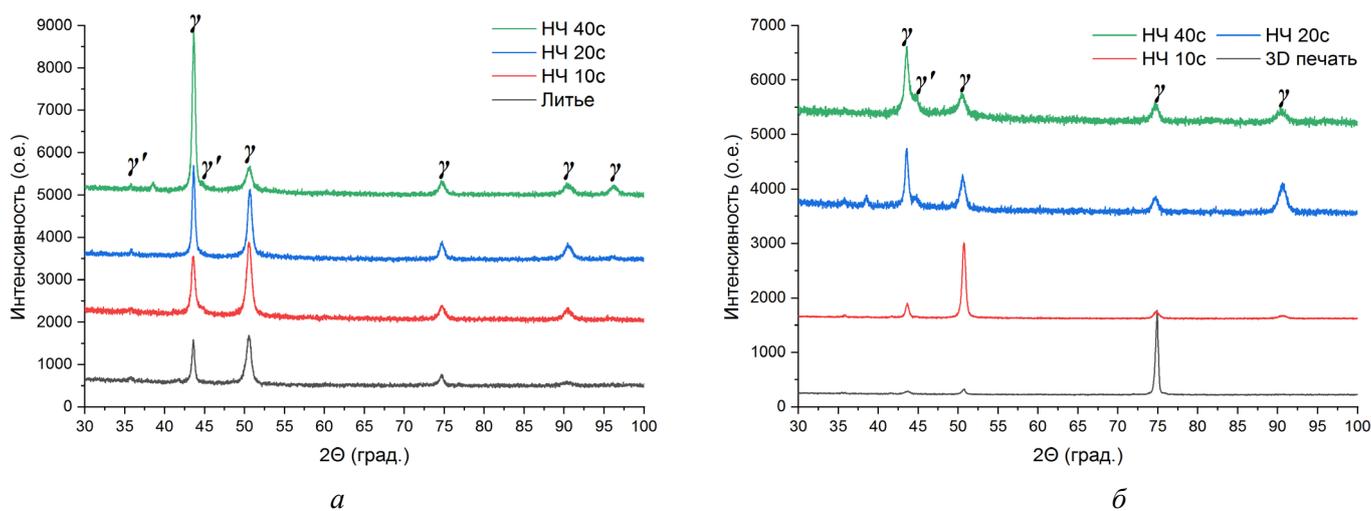


Рис. 5. Профили рентгенограмм литого (а) и аддитивно-полученного (б) сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки со временем ударной обработки 10, 20 и 40 секунд

Fig. 5. X-ray diffraction profiles of cast (а) and additively manufactured (б) ZhS6U alloy after low frequency impact processing for 10, 20, and 40 seconds

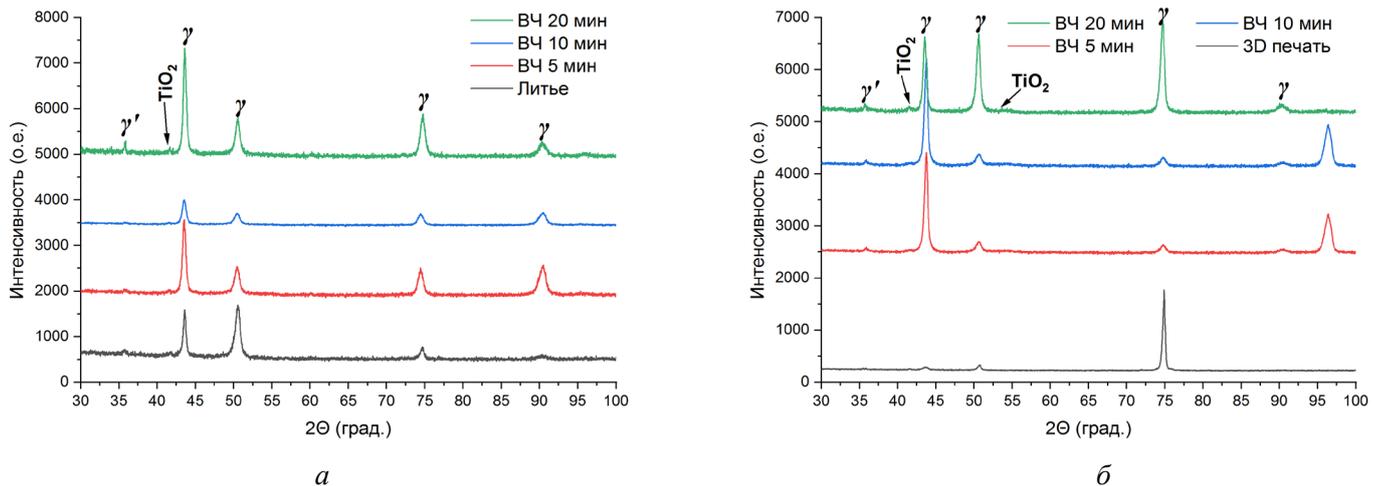


Рис. 6. Профили рентгенограмм литого (а) и аддитивно-полученного (б) сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки со временем ударной обработки 5, 10 и 20 минут

Fig. 6. X-ray diffraction profiles of cast (a) and additively manufactured (б) ZhS6U alloy after high frequency impact processing for 5, 10 and 20 minutes

в случае ВЧ-ударной обработки наблюдается рефлекс, принадлежащий фазе TiO_2 (рис. 6, а).

На рис. 7 представлена зависимость величины микродеформации образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки от времени обработки. Зависимость для литого сплава демонстрирует незначительную разницу между исходным материалом и образцом после 40 секунд НЧ-ударной обработки. Так, у образцов после НЧ-ударной

обработки средняя деформация кристаллической решетки находится на уровне 0,1 %. В то же время данный показатель у аддитивно-полученных образцов ЖС6У после НЧ-ударной обработки находится на уровне 0,175 %, а с увеличением времени НЧ-воздействия микроискажения решетки возрастают до 0,3 %.

На рис. 8 представлена зависимость микродеформации от времени ВЧ-ударной обработки образцов литого и аддитивно-полученного

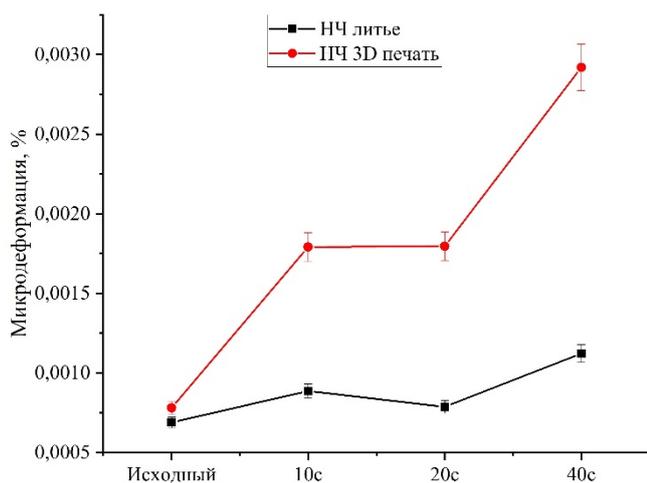


Рис. 7. Зависимость величины микродеформации образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 7. Micro-strain as a function of processing time for cast and additively manufactured ZhS6U alloy samples after low frequency impact processing

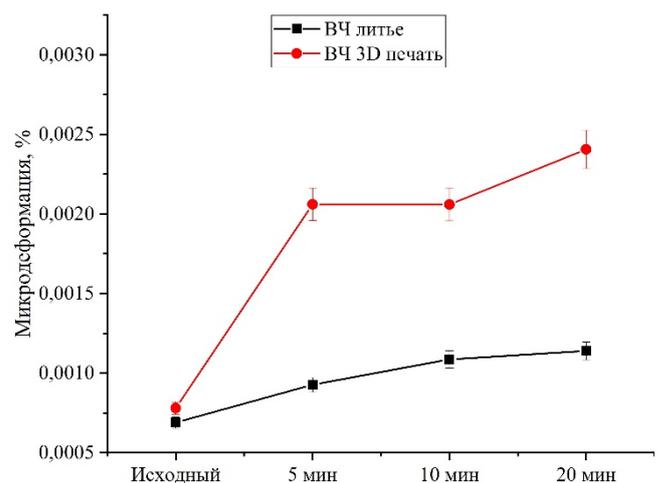


Рис. 8. Зависимость величины микродеформации образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 8. Micro-strain as a function of processing time for cast and additively manufactured ZhS6U alloy samples after high frequency impact processing

сплава ЖС6У. У образцов литого сплава средняя микродеформация кристаллической решетки находится на уровне 0,09 и 0,1 % после 5 и 10 минут ВЧ-ударной обработки соответственно. При увеличении времени ВЧ-обработки до 20 минут деформация литого ЖС6У возрастает до 0,11 %. Для образцов аддитивно-полученного никелевого сплава после ВЧ-ударной обработки в течение 5 и 10 минут средняя деформация кристаллической решетки находится на уровне 0,2 %, а увеличение времени обработки до 20 минут приводит к росту деформации кристаллической решетки образца до 0,24 %.

На рис. 9 представлена зависимость величины микронапряжений от времени ударной обработки при низких частотах образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У. Зависимость демонстрирует близкие значения микронапряжений для обоих материалов в исходном состоянии. В образцах литого ЖС6У после НЧ-ударной обработки микронапряжения кристаллической решетки находятся на уровне 160 МПа, с увеличением времени обработки микронапряжения возрастают до 220 МПа. Следовательно, НЧ-ударная обработка провоцирует появление напряжений II рода в сравнении с исходным (~140 МПа) состоянием литого никелевого сплава. В образцах ЖС6У, полученных

методом ЭЛАП, после НЧ-ударной обработки микронапряжения кристаллической решетки находятся на уровне 300 МПа, при увеличении времени обработки до 40 секунд микронапряжения возрастают до 600 МПа. Таким образом, НЧ-ударная обработка сплава, полученного ЭЛАП, также приводит к возникновению напряжений II рода в большей степени в сравнении с исходным состоянием (~160 МПа) сплава.

На рис. 10 представлена зависимость величины микронапряжений от времени ударной обработки при высоких частотах образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У. Зависимость величины микронапряжений при ВЧ-обработке, как и в случае НЧ-обработки (рис. 9), демонстрирует значительную разницу между литым и аддитивно-полученным никелевым сплавом. Так, в образцах литого никелевого сплава после ВЧ-ударной обработки микронапряжения кристаллической решетки находятся на уровне 185 МПа, при увеличении времени обработки они плавно возрастают до 230 МПа. Для образцов аддитивно-полученного никелевого сплава после ВЧ-ударной обработки микронапряжения кристаллической решетки возрастают до 410 МПа, а при увеличении времени обработки до 20 минут микронапряжения возрастают на 70 МПа, до значения 480 МПа. Таким образом,

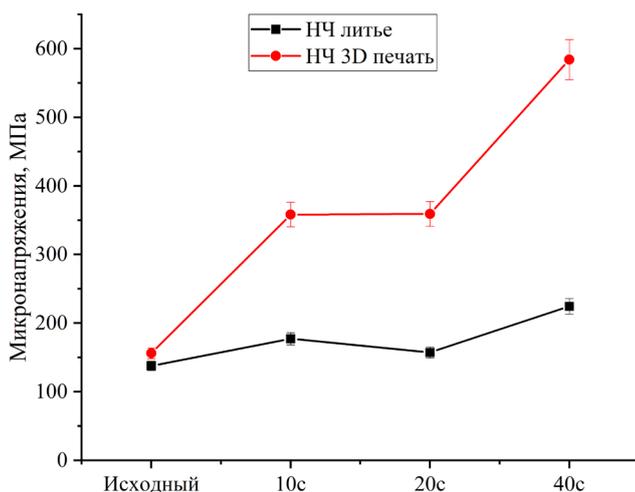


Рис. 9. Зависимость величины микронапряжений образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 9. Micro-stress as a function of processing time for cast and additively manufactured *ZhS6U* alloy samples after low frequency impact processing

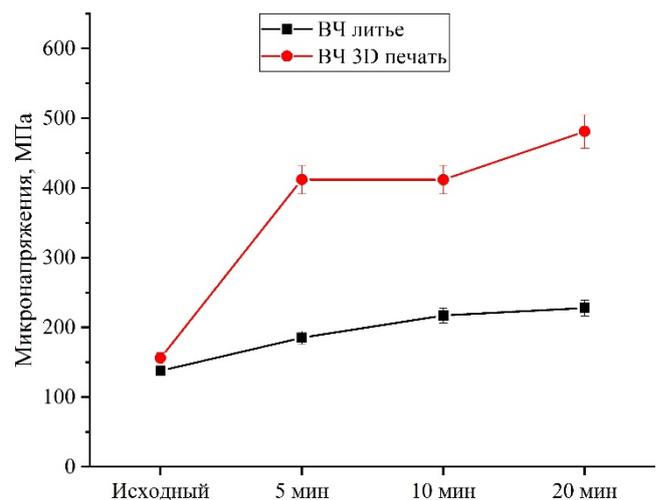


Рис. 10. Зависимость величины микронапряжений образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 10. Micro-stress as a function of processing time for cast and additively manufactured *ZhS6U* alloy samples after high frequency impact processing

ВЧ-ударная обработка провоцирует появление в обоих сплавах напряжений II рода в сравнении с их исходными состояниями.

Результаты оценки микронапряжений показывают подобие зависимостей, наблюдаемых при НЧ- (рис. 9) и ВЧ-ударной обработке (рис. 10). При этом можно отметить, что зависимость величины микронапряжений при ВЧ-обработке отличается от низкочастотной более плавным изменением значений.

Среднее значение микротвердости исходных литого и аддитивно-полученного образцов сплава ЖС6У составляет 430 и 470 НВ соответственно (рис. 11). Ударная обработка поверхности сплава ЖС6У приводит к увеличению значений микротвердости. В общем случае при НЧ-ударной обработке поверхности никелевого сплава в течение 20 секунд значения микротвердости достигают 600 НВ. При НЧ-воздействии в течение 40 секунд микротвердость литого образца падает до 555 НВ. Микротвердость аддитивно-полученного ЖС6У при НЧ-ударной обработке поверхности достигает значений 650 НВ с временем ударного воздействия 40 секунд, что связано с интенсивным процессом пластической деформации, который происходит после НЧ-ударной обработки поверхности. Увеличение количества полос скольжения указывает на вы-

сокую плотность дислокаций, что способствуют повышению микротвердости (рис. 3, е).

Деформационная обработка поверхности литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У при высоких частотах приводит к увеличению микротвердости, что связано с развитием пластической деформации и изменением микроструктуры поверхностного слоя (рис. 4, а–е, рис. 12). При ВЧ-ударной обработке поверхности литого никелевого сплава значение микротвердости образцов возрастает до 580 НВ при времени ударного воздействия 5 минут. При ВЧ-воздействии на литой образец в течение 10 минут микротвердость падает до 520 НВ, при этом при 20-минутной ВЧ-обработке вновь увеличивается – до 575 НВ. В то же время ВЧ-ударная обработка поверхности аддитивно-полученного сплава ЖС6У приводит к росту значения микротвердости материала до 670 НВ при времени ударного воздействия 10 минут, а ВЧ-воздействие в течение 20 минут приводит к уменьшению микротвердости, что, вероятно, обусловлено рекристаллизацией.

Результаты проведения скретч-теста после НЧ-ударных обработок никелевого сплава, полученного литьем и напечатанного методом ЭЛАП, представлены на рис. 13. Коэффициент трения при испытании царапанием с повышающейся от

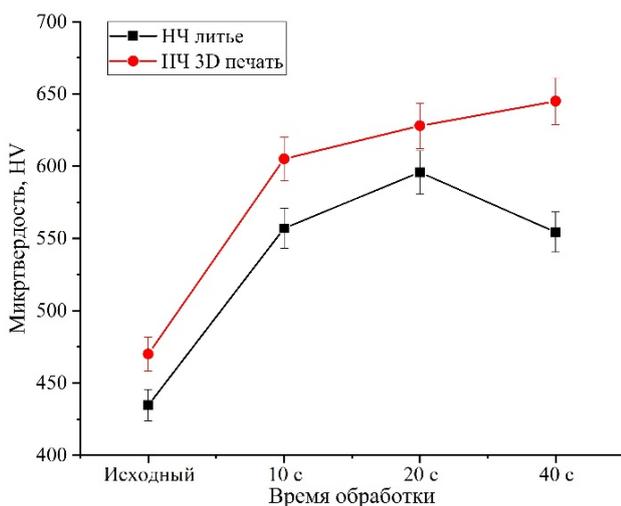


Рис. 11. Зависимость величины микротвердости образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 11. Microhardness as a function of processing time for cast and additively manufactured ZhS6U alloy samples after low frequency impact processing

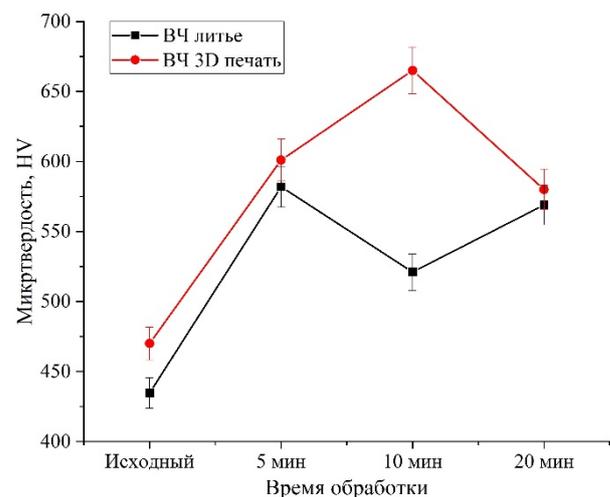


Рис. 12. Зависимость величины микротвердости образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 12. Microhardness as a function of processing time for cast and additively manufactured ZhS6U alloy samples after high frequency impact processing

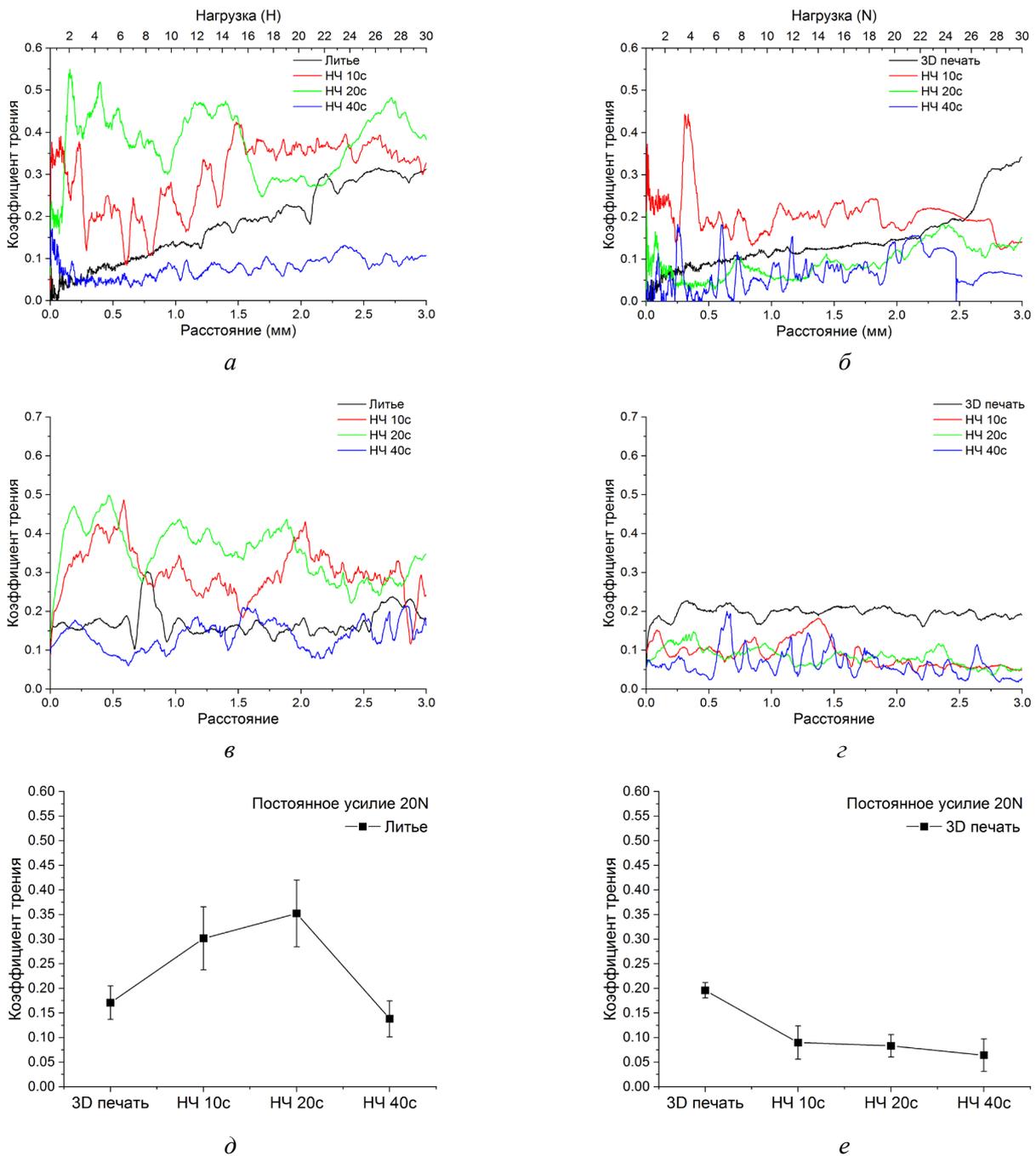


Рис. 13. Результаты скретч-тестирования при изменяющейся нагрузке от 0,5 до 30 Н (а, б) и при постоянной нагрузке 20 Н (в, г) образцов литого (а, в, д) и аддитивно-полученного (б, г, е) сплава ЖС6У после НЧ-ударных обработок, а также средние значения коэффициента трения деформированной поверхности при постоянной нагрузке 20 Н (д, е)

Fig. 13. Scratch test results under varying load (0.5 to 30 N) (a, б) and constant load (20 N) (в, г) for cast (a, в, д) and additively manufactured (б, г, е) ZhS6U alloy samples after low frequency impact processing, and mean of coefficient of friction of deformed surface under constant load 20 N (д, е)

0,5 до 30 Н нагрузкой образцов никелевого сплава после НЧ-ударной обработки (10–20 секунд) либо сохраняется на уровне исходного материала (рис. 13, черная линия), либо увеличивается. При максимальном времени НЧ-воздействия (40 секунд) коэффициент трения минимален

(рис. 13, а, б). При этом у образцов после НЧ-ударной обработки в течение 40 секунд наблюдается большой разброс значений коэффициента трения в зависимости от протяженности царапания при скретч-тестировании, что обусловлено неровностями анализируемой поверхности.

При скретч-тестировании с постоянной нагрузкой 20 Н также наблюдается большой разброс значений коэффициента трения, обусловленный неровностями анализируемой поверхности (рис. 13, в, з). На рис. 13, д, е представлено итоговое сравнение анализируемых образцов литого и аддитивно-полученного никелевого сплава после НЧ-ударной обработки по результатам скретч-тестирования при постоянной нагрузке в виде зависимости усредненных значений коэффициента трения. Как видно из данных зависимостей, при НЧ-обработке никелевого сплава, полученного литьем, коэффициент трения имеет тенденцию к увеличению, и лишь при максимальном времени обработки (40 секунд) коэффициент трения становится меньше, чем в исходном состоянии (рис. 13, д). При НЧ-ударной обработке сплава, полученного методом ЭЛАП, наблюдается обратная ситуация: при увеличении времени НЧ-ударного воздействия коэффициент трения снижается в сравнении с исходным состоянием (0,19) до значений 0,075, что более чем в два раза ниже.

Результаты проведения скретч-теста после ВЧ-ударной обработки образцов никелевого сплава, полученных литьем и напечатанных методом ЭЛАП, представлены на рис. 14. Коэффициент трения при испытании царапанием с повышающейся от 0,5 до 30 Н нагрузкой образцов литого никелевого сплава после НЧ-ударной обработки в основном либо сохраняется на уровне исходного материала (рис. 14, черная линия), либо увеличивается, как и в случае с аддитивно-полученным образцом с временем ВЧ-воздействия 10 минут.

При скретч-тестировании образцов после ВЧ-ударного воздействия с постоянной нагрузкой 20 Н наблюдается большой разброс значений коэффициента трения (рис. 14, в, з). На рис. 14, д, е представлено итоговое сравнение анализируемых образцов после ВЧ-ударной обработки по результатам скретч-тестирования при постоянной нагрузке в виде зависимости усредненных значений коэффициента трения. Как видно из зависимостей, при ВЧ-ударной обработке никелевого сплава, полученного литьем, коэффициент трения имеет тенденцию к увеличению, и только при максимальном времени обработки (40 секунд) коэффициент трения становится меньше (0,125), чем в исходном состоянии (0,17)

(рис. 14, д). При ВЧ-ударной обработке сплава, полученного методом ЭЛАП, увеличение времени ВЧ-ударного воздействия приводит сначала к постепенному росту коэффициента трения. Коэффициент трения после 20 минут ВЧ-обработки незначительно меньше, чем у аналогичного образца после 10 минут ВЧ-воздействия.

Проведенные исследования выявили комплексное влияние низкочастотной (НЧ) и высокочастотной (ВЧ) ударной обработки на структурно-механические свойства литого и аддитивного никелевого сплава ЖС6У. Анализ показал, что оба метода обработки существенно модифицируют поверхность и объем материала, однако характер изменений зависит как от частоты воздействия, так и от исходного состояния сплава.

При НЧ-обработке в литом сплаве наблюдается рост объемной доли упрочняющей фазы γ' ($\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Ti})$), что коррелирует с увеличением микронапряжений до 220 МПа и микродеформаций до 0,1 %. Для аддитивного сплава аналогичное воздействие провоцирует более выраженные изменения: микронапряжения достигают 600 МПа, а деформации – 0,3 %, что, вероятно, связано с исходной неоднородностью структуры, характерной для аддитивных технологий. ВЧ-обработка, напротив, приводит к формированию дополнительного поверхностного слоя с включением фазы TiO_2 , что отсутствует при НЧ-воздействии. Это свидетельствует о термоактивационных процессах, таких как окисление, которые активизируются при высокочастотном воздействии.

Механические свойства сплавов демонстрируют зависимость от метода обработки и исходной структуры. Микротвердость обоих материалов возрастает после ударной обработки, однако аддитивный сплав сохраняет преимущество: при НЧ-обработке его твердость достигает 650 HV против 555 HV у литого аналога, а при ВЧ-воздействии – 670 HV против 580 HV. Интересно, что при длительном воздействии (40 секунд НЧ-обработки или 20 минут ВЧ-обработки) наблюдается снижение твердости, что может объясняться релаксацией напряжений или частичной рекристаллизацией. Аддитивный сплав также проявляет повышенную чувствительность к накоплению напряжений: при НЧ-обработке его микронапряжения в 2–3 раза превышают

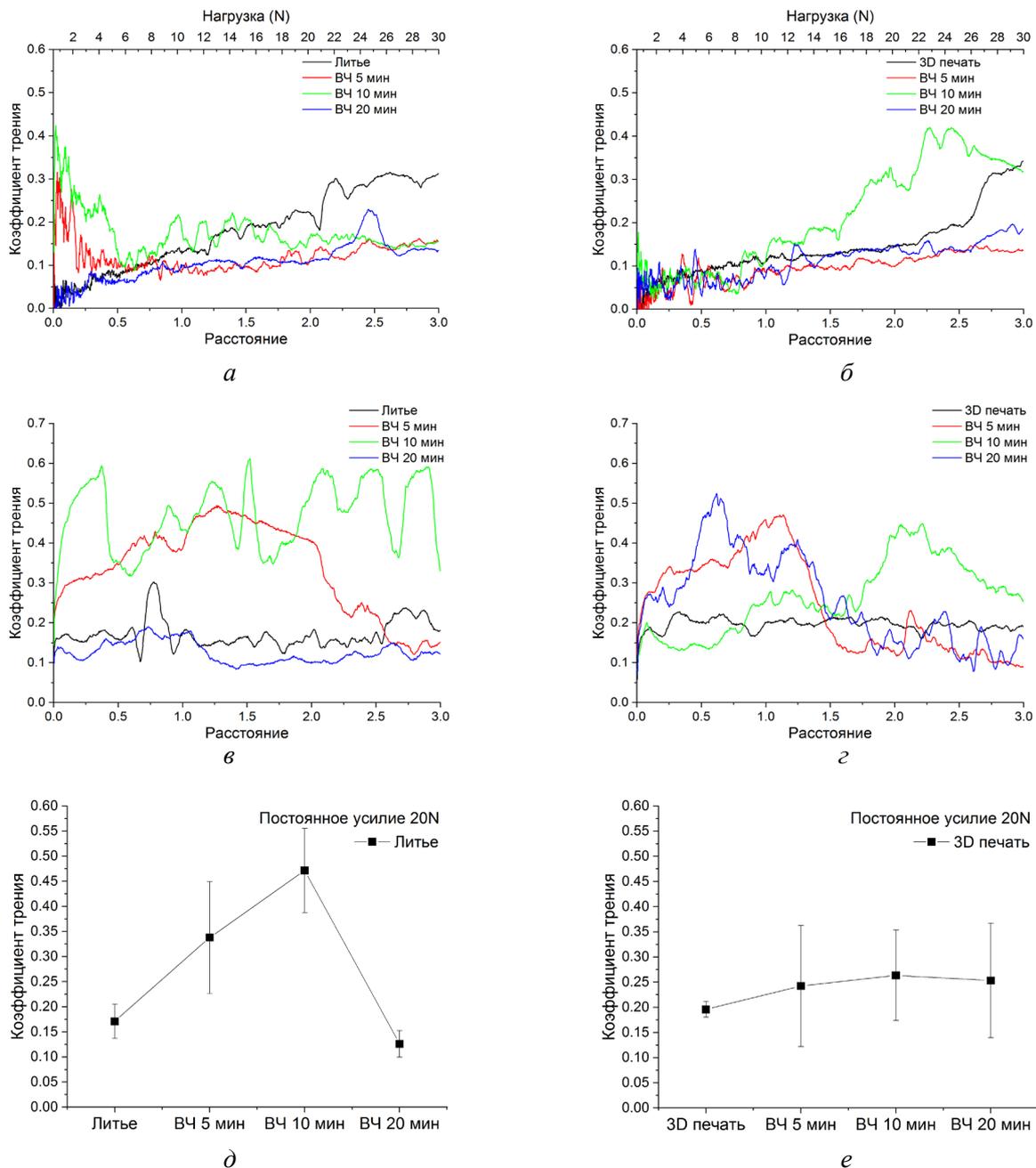


Рис. 14. Результаты скретч-тестирования при изменяющейся нагрузке от 0,5 до 30 Н (а, б) и при постоянной нагрузке 20 Н (в, г) образцов литого (а, в, д) и аддитивно-полученного (б, г, е) сплава ЖС6У после ВЧ-ударных обработок, а также средние значения коэффициента трения деформированной поверхности при постоянной нагрузке 20 Н (д, е)

Fig. 14. Scratch test results under varying load (0.5 to 30 N) (a, б) and constant load (20 N) (в, г) for cast (a, в, д) and additively manufactured (б, г, е) ZhS6U alloy samples after high frequency impact processing, and mean of coefficient of friction of deformed surface under constant load 20 N (д, е)

значения для литого материала, что связано с наличием дефектов, типичных для аддитивно-го производства. ВЧ-обработка, в свою очередь, вызывает более плавный рост напряжений, что, вероятно, обусловлено меньшей интенсивностью пластической деформации на высоких частотах.

Трибологические свойства сплавов, оцененные методом скретч-тестирования, демонстрируют неоднозначные тенденции. Для литого сплава ВЧ-обработка снижает коэффициент трения лишь при максимальном времени воздействия (40 секунд), тогда как аддитивный сплав показывает прогрессивное уменьшение трения

с 0,19 до 0,075, что может быть связано с упрочнением поверхности и снижением адгезии. ВЧ-обработка приводит к противоположным эффектам: у литого сплава трение снижается при длительном воздействии, а у аддитивного – временно возрастает, что коррелирует с образованием и нестабильностью оксидного слоя TiO_2 . Разброс значений коэффициента трения, особенно заметный при постоянной нагрузке 20 Н, объясняется неровностью поверхности после ударной обработки.

Сравнение НЧ- и ВЧ-обработки позволяет выделить их ключевые особенности. НЧ-воздействие обеспечивает интенсивное упрочнение, но сопровождается значительным ростом напряжений, особенно критичным для аддитивного сплава. ВЧ-обработка, напротив, способствует формированию многофазных поверхностных слоев с участием оксидных фаз, что потенциально улучшает износостойкость, однако требует тщательного подбора времени воздействия для минимизации разупрочнения. Эти различия обуславливают необходимость индивидуального подхода к выбору параметров обработки в зависимости от метода получения сплава.

Таким образом, исследование подтверждает, что аддитивный сплав ЖС6У, несмотря на исходно высокую твердость, требует осторожности при длительной НЧ-обработке из-за склонности к накоплению напряжений. ВЧ-обработка, в свою очередь, открывает возможности для управления структурой поверхностного слоя, но ее эффективность зависит от стабильности формирующихся фаз. Для практического применения результатов важны дальнейшие исследования, направленные на оценку циклической стабильности модифицированных структур и их коррозионной стойкости в рабочих условиях.

Заключение

Структурно-фазовое состояние поверхностей после низко- и высокочастотной обработки у обоих сплавов схоже. Основными фазами в обоих материалах, аналогично исходным, являются Ni (γ) и $Ni_3Al(Ti)$ (γ'). Однако НЧ-обработка литого сплава ЖС6У приводит к увеличению объемной доли фазы γ' , а ВЧ-обработка – к формированию в нем Ti_2O . Вместе с этим высокочастотная об-

работка обоих сплавов приводит к образованию дополнительного слоя на обработанной поверхности, морфология которого зависит от времени обработки.

На образцах сплава, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства, зафиксированы большие, по сравнению с образцами литого сплава, значения микродеформаций решетки, микронапряжений в них и микротвердости обработанной поверхности при любой частоте и продолжительности обработки. Так, НЧ-обработка аддитивно-полученного образца приводит к большим, по сравнению с литым образцом, значениям микродеформаций в 1,71 раза, микронапряжений – в 2,73 раза, микротвердости – в 1,08 раза. При ВЧ-обработке значения микродеформаций решетки у аддитивно-полученного образца в 2,18 раза больше, чем у литого, микронапряжений – в 2,09 раза, микротвердости – в 1,16 раза.

Значения коэффициента трения зависят от времени проведения обработки. Как при низкой, так и при высокой частоте обработки коэффициент трения литого ЖС6У увеличивался вплоть до третьей контрольной точки (20 секунд при НЧ-обработке, 20 мин при ВЧ-обработке), после чего резко уменьшался, достигая меньших, чем у исходного материала, значений. НЧ-обработка ЖС6У, полученного методом ЭЛАП, приводила к постепенному уменьшению коэффициента трения, ВЧ-обработка – к постепенному увеличению коэффициента трения и небольшому уменьшению на четвертой контрольной точке (20 минут).

Таким образом, обработки оказывают значительное влияние на фазовый состав, механические свойства и трибологические характеристики сплавов. Аддитивный материал, в отличие от литого, проявляет повышенную чувствительность к внешним воздействиям, что выражается в более высоких микродеформациях, напряжениях и специфической динамике трения. Эти особенности могут быть связаны с исходной микроструктурой, сформированной методом аддитивного производства.

Работа демонстрирует возможность эффективного упрочнения никелевых сплавов ЖС6У, полученных литьем и аддитивным методом, посредством механо-импульсной обработки в разных частотных диапазонах, что позволяет фор-



мировать поверхностный слой с улучшенными характеристиками: микротвердость увеличивается до 670 HV, коэффициент трения снижается до 0,075, формируется благоприятная фазовая структура с усилением γ' -фазы или образованием дополнительной TiO_2 -фазы. При этом аддитивные образцы показывают большую чувствительность к обработке, что требует оптимизации режимов для каждого типа материала, а разработанные подходы могут быть применены в авиакосмической и машиностроительной отраслях для повышения эксплуатационных характеристик деталей из жаропрочных никелевых сплавов.

Список литературы

1. Pollock T.M., Tin S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties // *Journal of Propulsion and Power*. – 2006. – Vol. 22 (2). – P. 361–374. – DOI: 10.2514/1.18239.
2. Microstructure evolution during supersolvus heat treatment of a powder metallurgy nickel-base superalloy / S.L. Semiatin, K.E. McClary, A.D. Rollett, C.G. Roberts, E.J. Payton, F. Zhang, T.P. Gabb // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2012. – Vol. 43. – P. 1649–1661. – DOI: 10.1007/s11661-011-1035-y.
3. Advances in solidification characteristics and typical casting defects in nickel-based single crystal superalloys / J. Zhang, T. Huang, L. Liu, H. Fu // *Acta Metallurgica Sinica*. – 2015. – Vol. 51 (10). – P. 1163–1178. – DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00448.
4. Directional solidification of a nickel-based superalloy product structure fabricated on stainless steel substrate by electron beam additive manufacturing / S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, K.N. Kalashnikov, A.V. Chumaevskii, Yu.P. Mironov, E.A. Kolubaev // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2021. – Vol. 52. – P. 857–870. – DOI: 10.1007/s11661-020-06090-8.
5. Evolution of structure and properties of the nickel-based alloy EP718 after the SLM growth and after different types of heat and mechanical treatment / D. Ivanov, A. Travyanov, P. Petrovskiy, V. Cheverikin, E. Alekseeva, A. Khvan, I. Logachev // *Additive Manufacturing*. – 2017. – Vol. 18. – P. 269–275. – DOI: 10.1016/j.addma.2017.10.015.
6. Additive manufacturing of nickel superalloys: opportunities for innovation and challenges related to qualification / S.S. Babu, N. Raghavan, J. Raplee, S.J. Foster, C. Frederick, M. Haines, R. Dinwiddie, M.K. Kirka, A. Plotkowski, Y. Lee, R.R. Dehoff // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2018. – Vol. 49. – P. 3764–3780. – DOI: 10.1007/s11661-018-4702-4.
7. Effect of laser shock peening without coating on surface morphology and mechanical properties of Nickel-200 / A. Kulkarni, S. Chettri, S. Prabhakaran, S. Kalainathan // *Mechanics of Materials Science and Engineering*. – 2017. – Vol. 9. – DOI: 10.2412/mmse.55.5.304.
8. Carter T.J. Common failures in gas turbine blades // *Engineering Failure Analysis*. – 2005. – Vol. 12. – P. 237–247. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2004.07.004.
9. Kim H. Study of the fracture of the last stage blade in an aircraft gas turbine // *Engineering Failure Analysis*. – 2009. – Vol. 16 (7). – P. 2318–2324. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2009.03.017.
10. Silveira E., Atxaga G., Irisarri A.M. Failure analysis of two sets of aircraft blades // *Engineering Failure Analysis*. – 2010. – Vol. 17 (3). – P. 641–647. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2008.10.015.
11. Karthik D., Swaroop S. Laser shock peening enhanced corrosion properties in a nickel-based Inconel 600 superalloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 694. – P. 1309–1319. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.10.093.
12. Microstructural evolution and mechanical properties of selective laser melted nickel-based superalloy after post treatment / L. Chen, Y. Sun, L. Li, X. Ren // *Materials Science and Engineering A*. – 2020. – Vol. 792. – P. 139649. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.139649.
13. Effect of sand blasting and glass matrix composite coating on oxidation resistance of a nickel-based superalloy at 1000 °C / M. Chen, M. Shen, S. Zhu, F. Wang, X. Wang // *Corrosion Science*. – 2013. – Vol. 73. – P. 331–341. – DOI: 10.1016/j.corsci.2013.04.022.
14. Ghara T., Paul S., Bandyopadhyay P.P. Effect of grit blasting parameters on surface and near-surface properties of different metal alloys // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2021. – Vol. 30. – P. 251–269. – DOI: 10.1007/s11666-020-01127-1.
15. Surface nanocrystallization and enhanced surface mechanical properties of nickel-based superalloy by coupled electric pulse and ultrasonic treatment / R. Ji, Z. Yang, H. Jin, Y. Liu, H. Wang, Q. Zheng, W. Cheng, B. Cai, X. Li // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 375. – P. 292–302. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.07.037.
16. “Target effect” of pulsed current on the texture evolution behaviour of Ni-based superalloy during electrically-assisted tension / X. Zhang, H. Li, G. Shao, J. Gao, M. Zhan // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 898. – P. 162762. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162762.

17. Effects of laser shock processing on microstructure and mechanical properties of K403 nickel-alloy / C. Wang, X.J. Shen, Z.B. An, L.C. Zhou, Y. Chai // *Materials Design*. – 2016. – Vol. 89. – P. 582–588. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.022.

18. Ultrasonic nanocrystal surface modification effect on reduction of hydrogen embrittlement in Inconel-625 parts fabricated via additive manufacturing process / S.-H. Baek, S. He, M.-S. Jang, D.-H. Back, D.-W. Jeong, S.-H. Park // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2023. – Vol. 108. – P. 685–695. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.11.024.

19. *Воронцов А.В., Утяганова В.Р., Зыкова А.П.* Влияние ударной обработки в разных частотных диапазонах на эволюцию структурно-фазового состояния поверхности перлитной стали // *Известия высших учебных заведений. Физика*. – 2024. – Т. 67, № 6. – С. 32–38. – DOI: 10.17223/00213411/67/6/5.

20. Effect of electropulsing treatment on corrosion behavior of nickel base corrosion-resistant alloy / Y. Liu, L. Wang, H. Liu, B. Zhang, G. Zhao // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2011. – Vol. 21 (9). – P. 1970–1975. – DOI: 10.1016/s1003-6326(11)60958-8.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of impact processing on the structure and properties of nickel alloy ZhS6U produced by casting and electron beam additive manufacturing

Andrey Vorontsov ^{a,*}, Alexander Panfilov ^b, Alexandra Nikolaeva ^c, Andrey Cheremnov ^d, Evgeny Knyazhev ^d

Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>,  vav@ispms.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>,  alexpl@ispms.tsc.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>,  nikolaeva@ispms.tsc.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>,  amc@ispms.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  clothoid@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 March 2025

Revised: 27 March 2025

Accepted: 10 April 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Impact treatment

Nickel alloy

ZhS6U

Surface hardening

Mechanical processing

Additive manufacturing

EBAM

Funding

The work was carried out within the framework of a grant from the Russian Science Foundation, project No. 23-79-01301. The studies were carried out using equipment from the Center of Collective Use «Nanotech» of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS.

ABSTRACT

Introduction. Nickel alloys are widely used in the aerospace industry, but their operational characteristics require improvement through surface modification. A relevant challenge is to conduct a comparative analysis of mechanical impulse processing methods for cast and additively manufactured ZhS6U alloy to optimize their properties. **The purpose** of this work is to investigate the influence of low-frequency (LF) and high-frequency (HF) impact processing on the structural-phase state and surface properties of nickel alloy ZhS6U, produced by electron beam additive manufacturing (EBAM) and casting. **The research methods** include microstructural analysis using optical microscopy, X-ray diffraction analysis of the phase composition, microhardness measurements, and tribological testing via scratch testing of ZhS6U alloy samples after various processing modes. **Results and discussion.** It is established that LF processing of the cast alloy increases the volume fraction of the strengthening γ' phase, while HF processing forms an additional Ti_2O phase. The processing of the additive alloy demonstrates more significant changes: micro-strains in the crystal lattice are 1.71...2.18 times higher, micro-stresses in the surface layer are 2.09...2.73 times higher, and the microhardness of the processed surface of the additively manufactured ZhS6U alloy is 8...16% higher compared to the cast material. Optimal processing modes are identified to be: 40 seconds for LF and 20 minutes for HF, providing a minimum friction coefficient of 0.075. **Conclusions.** Mechanical impulse processing effectively hardens the surface of nickel alloy ZhS6U fabricated by different methods. The application of the developed approaches is recommended to improve the performance characteristics of parts in the aerospace and mechanical engineering industries. Further research is required on the cyclic stability of modified structures after mechanical impulse processing in various frequency ranges.

For citation: Vorontsov A.V., Panfilov A.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.V., Knyazhev E.O. Effect of impact processing on the structure and properties of nickel alloy ZhS6U produced by casting and electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 238–254. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-238-254. (In Russian).

References

1. Pollock T.M., Tin S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties. *Journal of Propulsion and Power*, 2006, vol. 22 (2), pp. 361–374. DOI: 10.2514/1.18239.
2. Semiatin S.L., McClary K.E., Rollett A.D., Roberts C.G., Payton E.J., Zhang F., Gabb T.P. Microstructure evolution during supersolvus heat treatment of a powder metallurgy nickel-base superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2012, vol. 43, pp. 1649–1661. DOI: 10.1007/s11661-011-1035-y.

* Corresponding author

Vorontsov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 983 239 3417, e-mail: vav@ispms.ru

3. Zhang J., Huang T., Liu L., Fu H. Advances in solidification characteristics and typical casting defects in nickel-based single crystal superalloys. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, vol. 51 (10), pp. 1163–1178. DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00448.
4. Fortuna S.V., Gurianov D.A., Kalashnikov K.N., Chumaevskii A.V., Mironov Yu.P., Kolubaev E.A. Directional solidification of a nickel-based superalloy product structure fabricated on stainless steel substrate by electron beam additive manufacturing. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2021, vol. 52, pp. 857–870. DOI: 10.1007/s11661-020-06090-8.
5. Ivanov D., Travyanov A., Petrovskiy P., Cheverikin V., Alekseeva A., Khvan A., Logachev I. Evolution of structure and properties of the nickel-based alloy EP718 after the SLM growth and after different types of heat and mechanical treatment. *Additive Manufacturing*, 2017, vol. 18, pp. 269–275. DOI: 10.1016/j.addma.2017.10.015.
6. Babu S.S., Raghavan N., Raplee J., Foster S.J., Frederick C., Haines M., Dinwiddie R., Kirka M.K., Plotkowski A., Lee Y., Dehoff R.R. Additive manufacturing of nickel superalloys: opportunities for innovation and challenges related to qualification. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2018, vol. 49, pp. 3764–3780. DOI: 10.1007/s11661-018-4702-4.
7. Kulkarni A., Chettri S., Prabhakaran S., Kalainathan S. Effect of laser shock peening without coating on surface morphology and mechanical properties of Nickel-200. *Mechanics of Materials Science and Engineering*, 2017, vol. 9. DOI: 10.2412/mmse.55.5.304.
8. Carter T.J. Common failures in gas turbine blades. *Engineering Failure Analysis*, 2005, vol. 12, pp. 237–247. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2004.07.004.
9. Kim H. Study of the fracture of the last stage blade in an aircraft gas turbine. *Engineering Failure Analysis*, 2009, vol. 16 (7), pp. 2318–2324. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2009.03.017.
10. Silveira E., Atxaga G., Irisarri A.M. Failure analysis of two sets of aircraft blades. *Engineering Failure Analysis*, 2010, vol. 17 (3), pp. 641–647. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2008.10.015.
11. Karthik D., Swaroop S. Laser shock peening enhanced corrosion properties in a nickel-based Inconel 600 superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 694, pp. 1309–1319. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.10.093.
12. Chen L., Sun Y., Li L., Ren X. Microstructural evolution and mechanical properties of selective laser melted nickel-based superalloy after post treatment. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 792, p. 139649. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139649.
13. Chen M., Shen M., Zhu S., Wang F., Wang X. Effect of sand blasting and glass matrix composite coating on oxidation resistance of a nickel-based superalloy at 1000°C. *Corrosion Science*, 2013, vol. 73, pp. 331–341. DOI: 10.1016/j.corsci.2013.04.022.
14. Ghara T., Paul S., Bandyopadhyay P.P. Effect of grit blasting parameters on surface and near-surface properties of different metal alloys. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2021, vol. 30, pp. 251–269. DOI: 10.1007/s11666-020-01127-1.
15. Ji R., Yang Z., Jin H., Liu Y., Wang H., Zheng Q., Cheng W., Cai B., Li X. Surface nanocrystallization and enhanced surface mechanical properties of nickel-based superalloy by coupled electric pulse and ultrasonic treatment. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 375, pp. 292–302. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.07.037.
16. Zhang X., Li H., Shao G., Gao J., Zhan M. “Target effect” of pulsed current on the texture evolution behaviour of Ni-based superalloy during electrically-assisted tension. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 898, p. 162762. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162762.
17. Wang C., Shen X.J., An Z.B., Zhou L.C., Chai Y. Effects of laser shock processing on microstructure and mechanical properties of K403 nickel-alloy. *Materials Design*, 2016, vol. 89, pp. 582–588. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.022.
18. Baek S.H., He S., Jang M.S., Back D.H., Jeong D.W., Park S.H. Ultrasonic nanocrystal surface modification effect on reduction of hydrogen embrittlement in Inconel-625 parts fabricated via additive manufacturing process. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 108, pp. 685–695. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.11.024.
19. Vorontsov A.V., Utyaganova V.R., Zykova A.P. Vliyanie udarnoi obrabotki v raznykh chastotnykh diapazonakh na evolyutsiyu strukturno-fazovogo sostoyaniya poverkhnosti perlitnoi stali [Influence of shock treatment in different frequency ranges on the evolution of structure-phase state of perlite steel surface]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Fizika = Russian Physics Journal*, 2024, vol. 67, iss. 6, pp. 32–38. DOI: 10.17223/00213411/67/6/5. (In Russian).
20. Liu Y., Wang L., Liu H., Zhang B., Zhao G. Effect of electropulsing treatment on corrosion behavior of nickel base corrosion-resistant alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, vol. 21 (9), pp. 1970–1975. DOI: 10.1016/s1003-6326(11)60958-8.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).