

НГТУ



НЭТИ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Определение температурных режимов волнового деформационного упрочнения для материалов, синтезированных WAAM-методом

Андрей Киричек^{1, а}, Дмитрий Соловьев^{2, б, *}, Александр Яшин^{2, с}, Сергей Силантьев^{2, д},
Максим Новиков^{1, е}

¹ Брянский государственный технический университет, бул. 50 лет Октября, 7, г. Брянск, 241035, Россия

² Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, ул. Горького, 87, г. Владимир, 600000, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-3823-0501>, avkbgtu@gmail.com; ^б <https://orcid.org/0000-0002-4475-319X>, murstin@yandex.ru;

^с <https://orcid.org/0000-0002-3186-1300>, yashin2102@yandex.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0002-3524-385X>, ppdsio@yandex.ru;

^е <https://orcid.org/0009-0000-7552-312X>, novikovmax14@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791

История статьи:

Поступила: 05 февраля 2026
Рецензирование: 12 февраля 2026
Принята к печати: 14 марта 2026
Доступно онлайн: 15 июня 2026

Ключевые слова:

Аддитивные технологии
WAAM
Деформационное упрочнение
Волна деформации
Высокая температура
Твердость

Финансирование

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, работа «Проведение фундаментальных научных исследований» в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки РФ по проекту № FZWR-2024-0003 (№ 075-00150-24-03) «Разработка технологической стратегии и теоретико-экспериментальное исследование ключевых элементов технологии аддитивного синтеза из металлических проволоки деталей 3DMP-методом и волнового термомеханического упрочнения синтезируемых деталей машин».

АННОТАЦИЯ

Введение. В целях снижения количества дефектов и повышения механических свойств изделий, получаемых проволоочной дуговой аддитивной технологией (WAAM), перспективно применение в процессе синтеза операций деформационного упрочнения. Волновое деформационное упрочнение позволяет формировать глубокий упрочненный слой, что особенно важно для гибридных WAAM-процессов, где последующий нагрев верхних слоев может сопровождаться разупрочнением предыдущих. Важным параметром, определяющим эффективность волнового деформационного упрочнения, является температура, при которой выполняется деформационное воздействие на синтезированный материал. **Цель работы:** анализ влияния температуры изделия на эффективность волнового деформационного упрочнения для ряда перспективных конструкционных материалов, получаемых WAAM-методом. **Методика исследования.** Эксперимент включал в себя синтез образцов с последующим нагревом в печи до заданной температуры (для сталей 04X19N9, 30ХГСА, 18ХГС и 09ХГМНТАА – 300...900 °С, для сплава АМгЗ – 100...500 °С), после чего они подвергались упрочнению. Для оценки эффективности метода строились эпюры микротвердости (по Виккерсу) по глубине упрочненного слоя. **Результаты и обсуждение.** Исследование выявило для каждого материала характерный оптимальный температурный интервал, в котором применение волнового деформационного упрочнения (ВДУ) обеспечивает максимальный упрочняющий эффект. Для аустенитной стали 04X19N9 наибольший прирост твердости (до 52 %) достигнут при обработке при 700 °С, для среднелегированных сталей 30ХГСА, 18ХГС и 09ХГМНТАА – при 400...600 °С с максимальным увеличением твердости на 34...50 %, для алюминиевого сплава АМгЗ эффективный интервал составил 100...300 °С с приростом до 24 %. Полученные данные позволили сформулировать практические рекомендации по выбору температурных режимов ВДУ для интеграции в гибридный WAAM-процесс в зависимости от класса материала, что обеспечит максимальное повышение твердости и глубины упрочненного слоя синтезированных деталей.

Для цитирования: Определение температурных режимов волнового деформационного упрочнения для материалов, синтезированных WAAM-методом / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, А.В. Яшин, С.А. Силантьев, М.А. Новиков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 2. – С. 32–48. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.2-32-48.

Введение

Развитие аддитивного синтеза металлов ставит перед машиностроением новые задачи, связанные с обеспечением требуемых механических характеристик создаваемых изделий [1–4]. Одним из наиболее перспективных методов в

*Адрес для переписки

Соловьев Дмитрий Львович, д.т.н., профессор
Владимирский государственный университет
им. Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых,
ул. Горького, 87,
600000, г. Владимир, Россия
Тел.: +7 920 900-46-42, e-mail: murstin@yandex.ru

области производства средне- и крупногабаритных металлических деталей сложной геометрии является проволоочная дуговая аддитивная технология WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) [5, 6]. Этот метод, основанный на послойном наплавлении металлической проволоки с помощью электрической дуги, сочетает высокую производительность, экономическую эффективность и возможность использования широкого спектра конструкционных материалов [7–9]. Однако, как и для многих других аддитивных процессов, для WAAM характерна неоднородность механических свойств по объему изделия и наличие остаточных напряжений, что в совокупности может ограничивать применение изготовленных деталей в ответственных конструкциях, подверженных циклическим и ударным нагрузкам [10–12].

Для расширения функциональных возможностей аддитивных технологий, основанных на WAAM-методе, активно разрабатываются гибридные подходы, сочетающие синтез и упрочняющую обработку, которая проводится либо методом термической обработки (ТО) готовых деталей [13], либо путем деформационного воздействия на разных этапах – как после изготовления, так и в ходе синтеза [14–18]. Эффективность сопутствующего синтезу деформационного упрочнения напрямую зависит от глубины упрочненного слоя, поскольку последующий нагрев верхних синтезированных слоев в процессе аддитивного построения детали приводит к их термическому разупрочнению. Следовательно, чтобы сохранить высокие механические свойства готового изделия, упрочнению должен подвергаться объем материала, выходящий за пределы зоны рекристаллизации, формируемой при повторных нагревах.

В гибридных WAAM-процессах применяются различные методы деформационного упрочнения. Так, например, для сплава Ti-6Al-4V, полученного WAAM, межслойное накатывание обеспечило измельчение зерен и переход от столбчатой микроструктуры к равноосной, что сопровождалось повышением прочности [19]. Накатывание при синтезе того же сплава при нагрузках 60 и 90 кН позволило достичь измельчения структуры на глубину до 3 мм от поверхности [17], а для сплава Al-6.3Cu эффект усиливался последующей термообработкой T6 [20]. Применение в гибридных технологиях

WAAM ударной чеканки пневматическим молотом (180 Гц, 6 бар, Ø 4 мм) для Ti-6Al-4V также обеспечивает измельчение структуры на глубину до 3 мм, формирование сжимающих остаточных напряжений и рост твердости с 420 до 492 HV [18]. Применение лазерно-ударного упрочнения позволяет уменьшить зерно (например, для алюминиевого сплава 2319 – на 22 %) и увеличить его твердость, однако зона его воздействия ограничена поверхностным слоем толщиной не более 1 мм [21].

Недостатком рассмотренных методов является увеличение времени цикла из-за необходимости охлаждения каждого слоя, что снижает производительность WAAM. Кроме того, зона упрочнения ограничена глубиной 1...3 мм, что часто не выходит за пределы зоны рекристаллизации.

Важным параметром, определяющим эффективность деформационного упрочнения, особенно применительно к материалам, синтезированным WAAM-методом, является температура, при которой осуществляется деформационное воздействие. С одной стороны, нагрев материала может быть необходимым условием для снижения его сопротивления деформированию и предотвращения образования трещин (подход, характерный для термомеханической обработки). С другой стороны, в гибридных аддитивных процессах деформационному упрочнению может подвергаться еще не остывший, только что нанесенный металл, что делает температуру не управляемым параметром, а следствием технологического процесса, требующим тщательного изучения.

Это подтверждается примерами деформационного упрочнения различными способами нагретых металлических материалов [22]. Так, дробеструйная упрочняющая обработка титанового сплава, нагретого до 280 °C, позволила увеличить глубину упрочнения с 100 до 160 мкм относительно дробеструйной обработки при комнатной температуре [23]. При дробеструйной обработке пружинных сталей максимальная твердость достигалась при нагреве образцов до температуры 200 °C [24], причем дальнейший нагрев приводил к снижению твердости из-за чрезмерного размягчения. При лазерной ударной обработке для алюминиевого сплава A356 увеличение рабочей температуры от комнатной

до 180 °С позволило повысить максимальную твердость с 110 до 180 HV и увеличить глубину упрочненного слоя с 0,55 до 0,9 мм [25].

Известны примеры деформационного упрочнения нагретого металла в процессе его осаждения WAAM-методом. Так, повышение рабочей температуры от комнатной до 300 °С позволило повысить поверхностную твердость заготовок из синтезированного сплава Ti64 с 3,90 до 4,25 ГПа [26]. Аналогичная закономерность выявлена и для никелевого сплава Inconel 690, когда наилучшая температура нагрева (300 °С) при ультразвуковой обработке способствует росту как твердости, так и глубины упрочненного слоя, однако превышение порога температуры в 700 °С приводит к снижению твердости [27]. Пневматическая чеканка неостывшего WAAM-сплава AMg5 (энергия 7,1 Дж, частота 3200 уд/мин) позволила повысить прочность и пластичность на 15...20 %, но температурные условия, обеспечивающие этот эффект, не были детализированы [28]. В методе HF-WAAM для стали AISI 316L горячая чеканка при 900 °С и усилиях 17...55 Н также дала прирост прочности и снижение пористости, однако высокая температура провоцировала рост зерна и изменение фазового состава [15].

Исходя из проведенного анализа можно сделать вывод, что необходим поиск таких гибридных технологий WAAM, которые сочетали бы глубокое деформационное упрочнение (более 3 мм) с возможностью обработки неостывшего материала непосредственно в цикле WAAM, при этом температура должна находиться в строго определенном диапазоне, исключающем разупрочнение и нежелательную рекристаллизацию.

В связи с этим достаточно перспективным представляется применение волнового деформационного упрочнения (ВДУ), которое может быть интегрировано в технологический цикл непосредственно в процессе синтеза. Сущность ВДУ заключается в обработке поверхности управляемыми ударными импульсами, их энергия и форма регулируются геометрией ударной системы, включающей в себя боек и волновод. При упрочнении боек наносит удар по волноводу, статически прижатому к детали через инструмент, в результате в ударной системе возникают плоские акустические волны, которые в пятне контакта трансформируются в ударные импуль-

сы требуемой формы. Подбором оптимальной формы импульса для определенного материала и режимов обработки достигается максимальная передача энергии ударов, что повышает коэффициент полезного действия процесса и обеспечивает формирование глубокого упрочненного слоя (до 6...8 мм) [29].

При интеграции ВДУ в синтезирование материалов WAAM-методом определение рационального температурного диапазона для ВДУ имеет большое значение, поскольку, с одной стороны, он должен обеспечивать максимальный упрочняющий эффект за счет измельчения зерен, двойникования и появления линий скольжения, а с другой – исключать развитие процессов рекристаллизации, нивелирующих эффект наклепа.

Целью настоящего исследования является анализ влияния температуры предварительного нагрева на эффективность волнового деформационного упрочнения для ряда перспективных конструкционных материалов, получаемых WAAM-методом. Эффективность оценивается по степени упрочнения поверхностного слоя.

Для достижения поставленной цели решались следующие **задачи**:

- 1) экспериментальное определение твердости поверхностного слоя образцов без последующего ВДУ и образцов после ВДУ в зависимости от температуры нагрева;
- 2) установление оптимальных температурных интервалов для проведения ВДУ, обеспечивающих максимальное увеличение твердости и глубины упрочненного слоя;
- 2) проведение сравнительного анализа поведения различных классов материалов (аустенитная и среднелегированные стали, алюминиевый сплав) при ВДУ и формулировка выводов.

Методика исследований

В качестве материалов для исследования были выбраны легированная сталь 09ХГМНТАА, конструкционная среднелегированная сталь 30ХГСА, низкоуглеродистая среднелегированная сталь 18ХГС, аустенитная нержавеющая сталь 04Х19Н9 и алюминиевый сплав системы Al-Mg AMg3. Эти материалы имеют широкий спектр применений – от ответственных сварных конструкций (сталь 09ХГМНТАА) до дета-

лей, работающих в агрессивных средах (сталь 04X19H9).

Алгоритм эксперимента:

1) наплавка образца в три слоя (размер образца 90×120 мм, высота каждого синтезируемого слоя для сталей составляла 2,2 мм, для алюминиевого сплава АМг3 – 2,5 мм);

2) нагрев образца до требуемой температуры в печи, выдержка не менее 30 минут;

3) ВДУ (направление подачи перпендикулярно направлению подачи наплавки) (рис. 1), после ВДУ образцы остывают на воздухе;

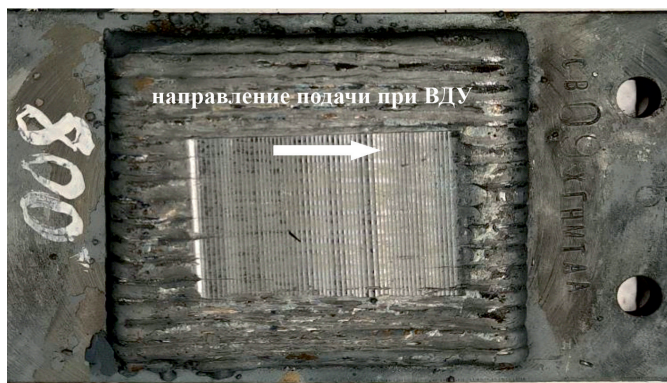


Рис. 1. Образец из стали 09ХГМНТАА после ВДУ при 800 °С

Fig. 1. Sample of 0.09C-1.7Cr-1Mn-0.6Mo-1Ni-0.8Ti-0.015N steel after wave deformation hardening (WDH) at 800 °C

4) резка полученных образцов в продольном и поперечном направлении подачи при ВДУ и изготовление микрошлифов по глубине поверхностного слоя; вырезаются образцы для измерения твердости под упрочненной поверхностью и под неупрочненной поверхностью;

5) измерение твердости по Виккерсу; происходит при комнатной температуре (не менее трех дорожек по глубине поверхностного слоя с шагом 0,3 мм) в каждом направлении подачи при ВДУ; для каждого уровня (состоящего минимум из трех точек замера в двух направлениях подачи) рассчитывалось среднее значение твердости на уровне измерений по глубине (рис. 2), а также для каждого образца определялась средняя твердость по всем измеренным значениям.

Разброс измеренных значений (среднеквадратичное отклонение) твердости не превышал 10 %, что свидетельствует о хорошей воспроизводимости результатов.

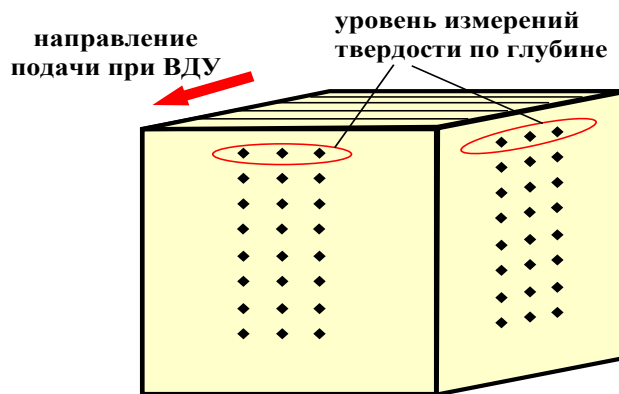


Рис. 2. Схема измерения твердости

Fig. 2. Schematic of the hardness measurement procedure

Измерение твердости синтезированных образцов после нагрева без последующего упрочнения и охлаждения и образцов после нагрева, последующего ВДУ и охлаждения позволяет установить не только эффективную температуру для ВДУ, но и влияние возможного использования после синтеза изделий ТО (нагрев с последующим охлаждением на воздухе).

Для оценки эффективности применения ВДУ использовалась степень упрочнения по формуле

$$\Delta HV = \frac{HV_0 - HV}{HV} 100 \%,$$

где HV_0 и HV – средние значения твердости на уровне измерений по глубине после нагрева без последующего ВДУ и охлаждения, а также после нагрева с последующим ВДУ и охлаждением соответственно, %.

При определении режимов синтеза основным условием было получение качественных образцов с минимальным количеством пор (табл. 1).

При выборе температуры нагрева синтезированных материалов для экспериментальных исследований необходимо опираться на их характеристики, получаемые при ТО.

Известно, что началоковки стали 30ХГСА происходит при температуре 1240 °С, окончание – при 800 °С. Для повышения механических характеристик детали, изготовленные из стали 30ХГСА, подвергают улучшению, т. е. закалке с высоким отпуском. Закалку рекомендуется проводить при температуре 880 °С, охлаждение выполняется в масле, что позволяет исключить вероятность появления поверхностных и структурных деформаций. Закалка предусматривает

Таблица 1

Table 1

Режимы синтеза
Synthesis parameters (WAAM deposition conditions)

Параметр / Parameter	Материал / Material				
	04X19H9 / 0.04C-19Cr-9Ni	30ХГСА / 0.3C-1Cr- 1Mn-1Si	18ХГС / 0.18C-1Cr- 1Mn-1Si	09ХГМНТАА / 0.09C-1.7Cr-1Mn- 0.6Mo-1Ni-0.8Ti- 0.015N	АМг3 / 97Al-3Mg
Сила тока, А / Current (A)	170	140	150	145	125
Напряжение, В / Voltage (V)	18,3	23,9	18,9	17,3	18,7
Скорость подачи проволоки, м/мин / Wire feed rate (m/ min)	6,37	4,9	4,8	5	7,3
Скорость подачи фидстока, мм/мин / Feedstock feed rate (mm/min)	1000	1000	1000	1000	1000
Диаметр проволоки, мм / Wire diameter (mm)	1,2	1,2	1,2	1,2	1,2

перестроение кристаллической решетки. Подобный процесс становится причиной появления внутренних напряжений, которые в дальнейшем приводят к появлению структурных трещин. Отпуск при температуре 540...550 °С позволяет решить подобную проблему. Кроме того, образовавшийся в результате закалки мартенсит переходит в сорбит, и структура металла получается однородной и мелкозернистой. Низкая температура нагрева позволяет в качестве охлаждающей среды применять воду. Проведенные исследования комбинированного процесса упрочнения ВДУ + ТО (закалка + отпуск) для стали 30ХГСА также показали, что наилучшие результаты достигаются при отпуске 550 °С (диапазон исследования температур отпуски 200...600 °С) [30]. Поэтому можно предположить, что для стали 30ХГСА температура образца для ВДУ, при которой будет достигаться наибольшая твердость, находится в диапазоне 500...600 °С.

Сплав АМг3 подвергается горячей деформации в диапазоне температур от 430 до 320 °С, термически не упрочняется. Для снятия внутренних напряжений низкий отжиг проводится при температурах 250...300 °С, высокий полный – при 350...420 °С. Поэтому можно предположить, что в случае сплава АМг3 температура

образца для ВДУ, при которой будет достигаться наибольшая твердость, находится в диапазоне 250...350 °С.

Изделия из остальных исследуемых материалов получают только в результате синтеза, поэтому данные по влиянию ТО на их механические характеристики отсутствуют. Однако необходимо учесть, что рекристаллизационный отжиг после наклепа для большинства сталей происходит при температуре нагрева 0,4...0,6 от температуры плавления, т. е. в интервале температур 600...700 °С.

Таким образом, для проведения исследований были выбраны следующие температуры нагрева образцов перед ВДУ:

– для сталей: 300, 400, 500, 600, 700, 800, 900 °С;

– для алюминиевого сплава: 100, 200, 300, 400, 500 °С.

ВДУ синтезированных образцов осуществлялось с энергией 150 Дж и частотой ударов 9 Гц, в качестве инструмента использовался цилиндрический ролик диаметром 10 мм и длиной 40 мм, скорость подачи выбиралась из условия обеспечения коэффициента перекрытия отпечатков 0,45, при котором формируется достаточно упрочненная структура и исключается возможность перенаклепа [31].

Результаты и их обсуждение

На основании полученных данных экспериментальных исследований для стали 04X19N9 установлено, что в зависимости от температуры нагрева образцов без ВДУ средняя твердость изменяется по параболическому закону с минимумом 254 HV при температуре 600 °С и максимумах 275 HV при температурах 300 и 800 °С (рис. 3). Это согласуется с исследованиями, представленными в работе [32], где отмечалось, что образцы с покрытием 04X19N9 сохраняют твердость при нагреве до 600 °С.

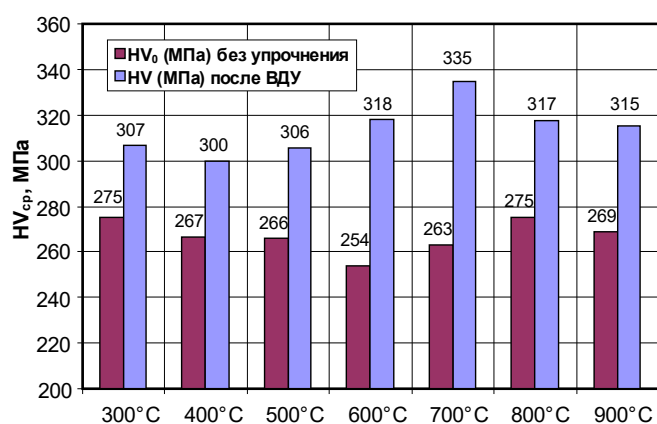


Рис. 3. Изменение средней твердости поверхностного слоя без упрочнения и после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из стали 04X19N9

Fig. 3. Change in average hardness of the surface layer without hardening and after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 0.04C-19Cr-9Ni steel sample

Для образцов после ВДУ с повышением температуры средняя твердость поверхностного слоя увеличивается, достигая максимума при температуре 700 °С, когда средняя твердость составила 335 HV, а максимальная степень упрочнения достигала 52 % (рис. 4). Дальнейший нагрев приводит к снижению твердости упрочненного металла. Наблюдаемое снижение эффективности ВДУ при температурах выше 700 °С соответствует результатам работы [33], где отжиг при 800 °С холоднодеформированной стали AISI 304 также вызывает резкое падение твердости, обусловленное началом рекристаллизации.

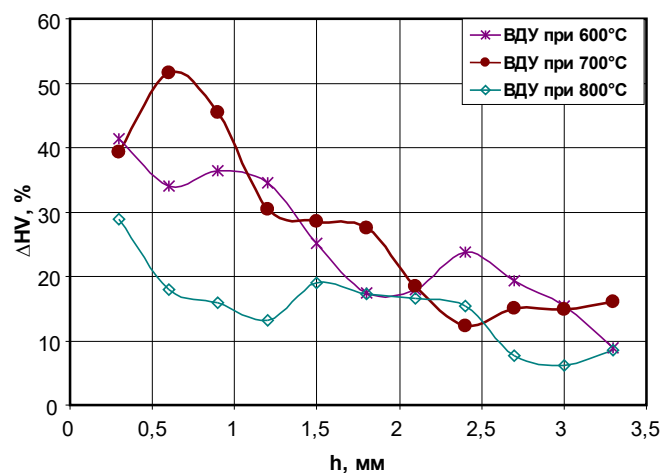


Рис. 4. Изменение степени упрочнения по глубине поверхностного слоя после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из стали 04X19N9

Fig. 4. Change in the degree of hardening as a function of depth through the surface layer after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 0.04C-19Cr-9Ni steel sample

Для стали 30ХГСА установлено, что при нагреве образцов без ВДУ от 300 до 400 °С средняя твердость увеличивается с 239 до 253 HV, а затем с повышением температуры падает и при 800...900 °С становится равной 200 HV (рис. 5). Для образцов после ВДУ с повышением температуры твердость поверхностного слоя увеличивается, достигая максимума при температуре 500 °С, когда средняя твердость составила 291 HV, при этом максимальная степень упрочнения достигала 34 % (рис. 6). Дальнейший нагрев приводит к снижению твердости упрочненного металла, и при температуре образцов 900 °С она становится меньше, чем без упрочнения. Наблюдаемое явление подтверждается результатами исследования [34], согласно которым деформация стали 30ХГСА при температурах 800...1000 °С сопровождается разупрочнением, связанным с возвратом и динамической рекристаллизацией.

Для стали 18ХГС установлено, что при нагреве образцов без ВДУ максимальная средняя твердость 197 HV получена при 300 °С, а с увеличением температуры средняя твердость постепенно падает до 162 HV при 800...900 °С (рис. 7). Для образцов после ВДУ в диапазоне температур 300...500 °С средняя твердость была

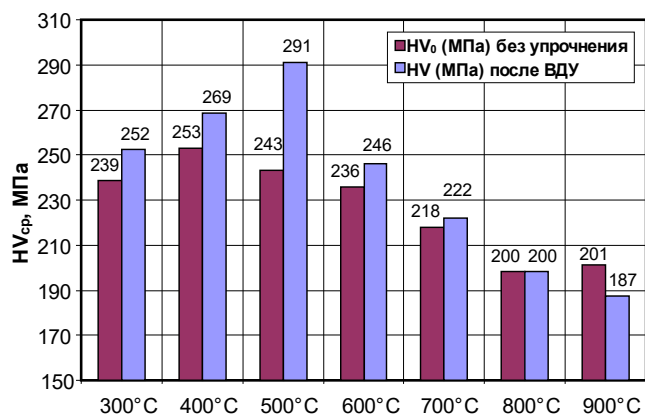


Рис. 5. Изменение средней твердости поверхностного слоя без упрочнения и после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из стали 30XГСА

Fig. 5. Change in average hardness of the surface layer without hardening and after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 0.3C-1Cr-1Mn-1Si steel sample

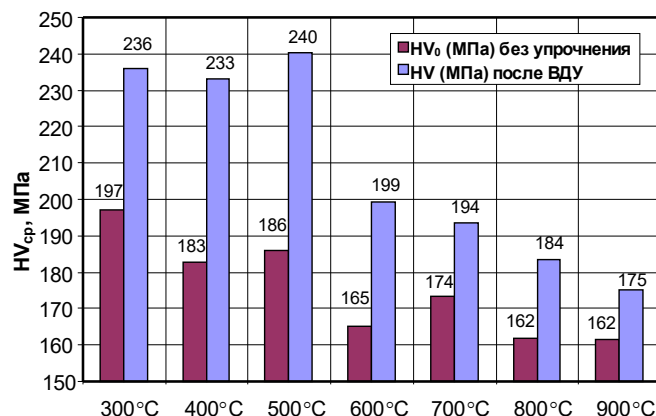


Рис. 7. Изменение средней твердости поверхностного слоя без упрочнения и после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из стали 18XГC

Fig. 7. Change in average hardness of the surface layer without hardening and after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 0.18C-1Cr-1Mn-1Si steel sample

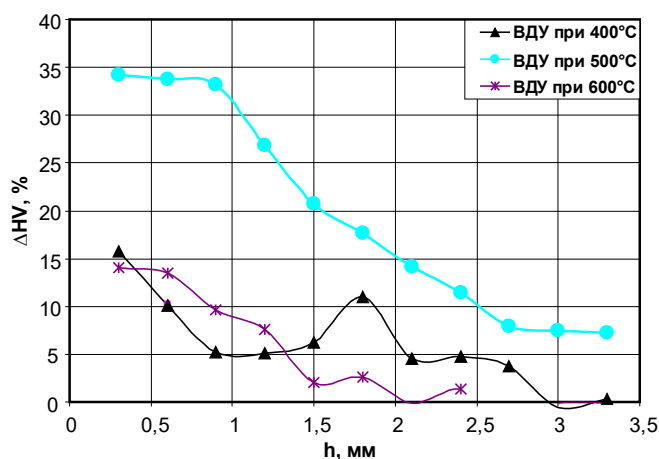


Рис. 6. Изменение степени упрочнения по глубине поверхностного слоя после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из стали 30XГСА

Fig. 6. Change in the degree of hardening as a function of depth through the surface layer after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 0.3C-1Cr-1Mn-1Si steel sample

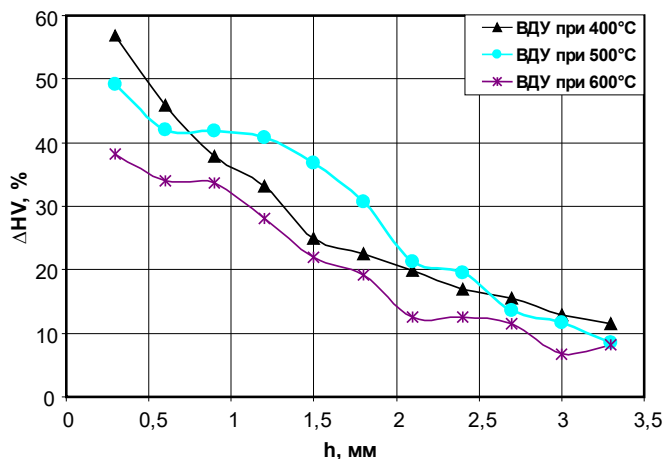


Рис. 8. Изменение степени упрочнения по глубине поверхностного слоя после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из стали 18XГC

Fig. 8. Change in the degree of hardening as a function of depth through the surface layer after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 0.18C-1Cr-1Mn-1Si steel sample

максимальной – 233...240 HV, при этом максимальная степень упрочнения составила 50 % (рис. 8). Дальнейший нагрев приводит к снижению твердости упрочненного металла и при температуре образцов 900 °C средняя твердость составила 175 HV. Наблюдаемое наличие температурного интервала и последующее разупрочнение при перегреве согласуется с выводами

в работе [35], посвященной исследованиям деформируемости стали 18XГ.

Для стали 09XГМНТАА установлено, что при нагреве образцов до 600 °C без ВДУ средняя твердость практически не менялась (263...269 HV). С увеличением температуры средняя твердость падает до 222 HV при 700 °C, затем до 206 HV при 800 °C, после чего при 900 °C увеличивается

до 242 HV (рис. 9). Для образцов после ВДУ, так же как и без упрочнения, в диапазоне температур 300...600 °С была установлена максимальная средняя твердость 284...289 HV, при этом максимальная степень упрочнения составила 35 % (рис. 10). Дальнейший нагрев также приводит к резкому снижению твердости упрочненного металла до 221...230 HV при 700...800 °С и повышению до 252 HV при температуре образцов 900 °С. Обнаруженный эффект повторного повышения твердости при 900 °С может быть связан с явлением вторичной твердости, характерным для легированных сталей с карбидообразующими элементами (Mo, Cr, V, Ti), и обусловлен растворением крупных карбидов с последующим выделением дисперсных частиц при охлаждении [36].

Для алюминиевого сплава АМг3 установлено, что при нагреве образцов без ВДУ средняя твердость практически не менялась (74...77 HV) на всем диапазоне температур испытаний 100...500 °С (рис. 11). Для образцов после ВДУ в диапазоне температур 100...300 °С средняя твердость была максимальной и достигала 83...88 HV, при этом максимальная степень упрочнения составила 24% (рис. 12). Дальнейший нагрев приводит к снижению твердости упрочненного металла, и при температуре образцов 500 °С она становится меньше, чем без упроч-

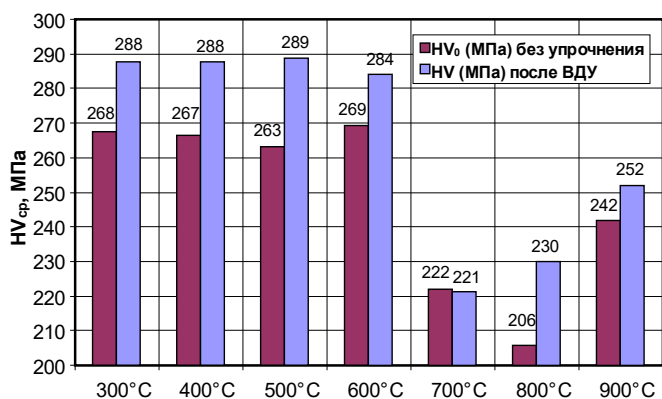


Рис. 9. Изменение средней твердости поверхностного слоя без упрочнения и после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из стали 09ХГМНТАА

Fig. 9. Change in average hardness of the surface layer without hardening and after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 0.09C-1.7Cr-1Mn-0.6Mo-1Ni-0.8Ti-0.015N steel sample

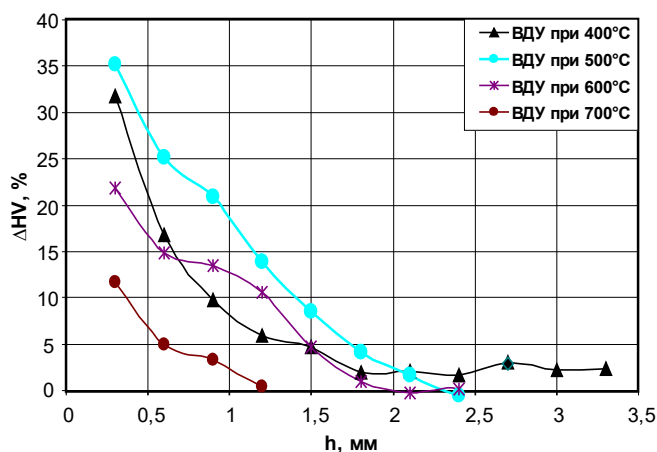


Рис. 10. Изменение степени упрочнения по глубине поверхностного слоя после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из стали 09ХГМНТАА

Fig. 10. Change in the degree of hardening as a function of depth through the surface layer after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 0.09C-1.7Cr-1Mn-0.6Mo-1Ni-0.8Ti-0.015N steel sample

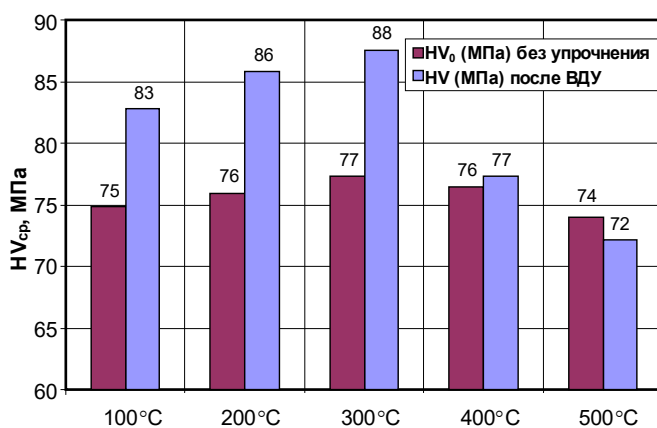


Рис. 11. Изменение средней твердости поверхностного слоя без упрочнения и после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из алюминиевого сплава АМг3

Fig. 11. Change in average hardness of the surface layer without hardening and after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 97Al-3Mg aluminum alloy

нения. Полученные данные согласуются с известными значениями температурного порога 300 °С, при превышении которого активируется рекристаллизация, что нивелирует эффект наклепа [37].

Полученные результаты можно объяснить тем, что в области оптимальных температур материал сохраняет достаточную пластичность для

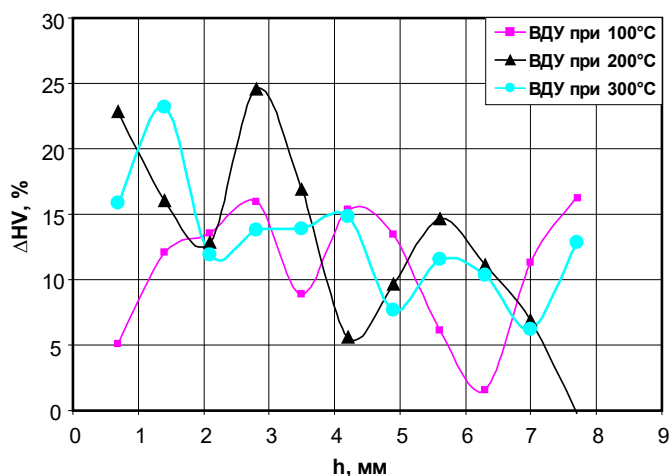


Рис. 12. Изменение степени упрочнения по глубине поверхностного слоя после ВДУ при различной температуре синтезированного образца из алюминиево-магниевого сплава АМгЗ

Fig. 12. Change in the degree of hardening as a function of depth through the surface layer after wave deformation hardening (WDH) at different temperatures for the synthesized 97Al-3Mg aluminum alloy

деформации, но процессы разупрочнения еще замедлены. При ВДУ в материале генерируется высокая плотность дислокаций и происходит их хаотическое распределение, а при достаточной степени деформации – формирование ячеистой и фрагментированной субструктуры. Вклад в упрочнение также могут вносить механическое двойникование и образование полос скольжения. Причиной снижения твердости после ВДУ при высоких температурах может быть активация процессов рекристаллизации. Высокая температура обеспечивает достаточную энергию для переползания и аннигиляции дислокаций, накопленных в процессе ВДУ. Может происходить растворение дисперсных выделений карбидов и нитридов, играющих роль барьеров для дислокаций.

Сталь 04Х19Н9 является аустенитной и не претерпевает фазовых превращений при нагреве и охлаждении. Однако при деформации в интервале 300...500 °C возможно образование мартенсита, что может давать дополнительный вклад в упрочнение [38]. При 700 °C мартенситные фазы нестабильны, а упрочнение обеспечивается исключительно дислокационными механизмами. При температурах выше 800 °C начинается первичная рекристаллизация с образованием новых

равноосных зерен, что приводит к резкому падению твердости.

Для стали 30ХГСА при нагреве до 500 °C структура представляет собой феррито-цементитную смесь (сорбит отпуска). Деформация в этих условиях способствует дополнительному дисперсионному упрочнению за счет выделения карбидов из пересыщенного феррита. Сталь 18ХГС ведет себя аналогично, однако меньшее содержание углерода снижает потенциал карбидного упрочнения, что компенсируется более заметным вкладом деформационного наклепа (степень упрочнения до 50 %).

Сталь 09ХГМНТАА отличается наличием сильных карбидообразующих элементов (Mo, Cr, V, Ti). Именно этим объясняется ее anomальное поведение при 900 °C: после падения твердости в интервале 700...800 °C (коагуляция карбидов, рекристаллизация) нагрев до 900 °C вызывает растворение крупных карбидов и обогащение аустенита легирующими элементами. При последующем охлаждении на воздухе из такого аустенита могут выделяться дисперсные карбиды (вторичная твердость) или формироваться бейнитно-мартенситные структуры, что дает повторный рост твердости до 242 HV (рис. 9).

Алюминиевый сплав АМгЗ (Al-3%Mg) относится к термически неупрочняемым сплавам. Основным механизмом его упрочнения является накопление дислокаций и образование ячеистой субструктуры. Рекомендуемый интервал температуры деформационного упрочнения 100...300 °C соответствует области, где диффузионная подвижность атомов Mg еще невелика, а возврат замедлен. При нагреве выше 300 °C начинается интенсивная рекристаллизация. При нагреве до 500 °C (~0,5 от абсолютной температуры плавления) рекристаллизация проходит полностью, и твердость падает ниже исходной.

По стали 30ХГСА и сплаву АМгЗ экспериментально полученный диапазон температурного окна, эффективного для ВДУ, подтверждает высказанные ранее предположения.

Результаты ВДУ по исследуемым материалам представлены в табл. 2.

Анализ полученных эпюр распределения степени упрочнения по глубине показывает, что глубина упрочненного слоя при рекомендуемых температурных интервалах для сталей превышает 3 мм, для алюминиевого сплава – 8 мм.

Результаты ВДУ по исследуемым материалам
WDH results for the studied materials

Материал / Material	Наилучший температурный диапазон ВДУ, °C / Best tempera- ture range for WDH, °C	Макс. средняя твердость после ВДУ, HV _{сп} / Max. average hardness after WDH, HV _{av}	Макс. степень упрочнения, ΔHV, % / Max. degree of hardening, ΔHV, %	Основные особенности / Main features
04X19H9 / 0.04C-19Cr-9Ni	~700 °C	335	52 %	Наибольший прирост твердости. Без ВДУ минимальная твердость при 600 °C (отпуск). Пик эффективности ВДУ совпадает с областью повышенной пластичности аустенита, что облегчает деформационное упрочнение / The highest increase in hardness is observed. Without WDH, the minimum hardness occurs at 600 °C (tempering). The peak of WDH efficiency coincides with the region of increased plasticity of austenite, which facilitates strain hardening
30ХГСА / 0.3C-1Cr-1Mn-1Si	~500 °C	291	34 %	Резкий спад эффективности ВДУ после 500 °C. При 900 °C твердость с ВДУ ниже, чем без него, что указывает на полную рекристаллизацию / A sharp decrease in the efficiency of WDH is observed after 500 °C. At 900 °C, the hardness with WDH is lower than that without it, indicating complete recrystallization
18ХГС / 0.18C-1Cr-1Mn-1Si	300...500 °C	233...240	50 %	Наличие широкой области оптимальных температур. Высокая степень упрочнения. Без ВДУ наблюдается постепенное снижение твердости с ростом температуры (отпуск) / A wide range of optimal temperatures is observed, along with a high degree of hardening. In the absence of WDH, there is a gradual decrease in hardness with increasing temperature (tempering)
09ХГМНТАА / 0.09C-1.7Cr-1Mn-0.6Mo-1Ni-0.8Ti-0.015N	300...600 °C	284...289	35 %	Наиболее стабильная твердость без ВДУ в диапазоне 300...600 °C. Резкое падение эффективности ВДУ при 700...800 °C с последующим частичным восстановлением при 900 °C, возможно, из-за вторичного упрочнения / The most stable hardness without WDH is in the range of 300–600 °C is observed. A sharp decrease in WDH efficiency is observed at 700–800 °C, followed by partial recovery at 900 °C, which is possibly due to secondary hardening
AMr3 / 97Al-3Mg	100...300 °C	83...88	24 %	Наименьший абсолютный прирост твердости, характерный для сплавов на основе алюминия. Уже при 500 °C ВДУ неэффективно. Оптимальные температуры значительно ниже, чем для сталей, что связано с низкой температурой рекристаллизации алюминиевых сплавов / The lowest absolute increase in hardness is typical for aluminum-based alloys. At 500 °C, the process of WDH is ineffective. The optimal temperatures are significantly lower than those for steels, due to the low recrystallization temperature of aluminum alloys

Выводы

Предварительный нагрев без последующего деформирования по-разному влияет на твердость различных материалов: от параболической зависимости (04Х19Н9) до монотонного снижения (18ХГС) или сохранения твердости в широком диапазоне (09ХГМНТАА, АМг3). Это связано с различиями в фазовых превращениях и отпуске.

ВДУ является высокоэффективным методом локального повышения твердости (на 24...52 %) поверхностного слоя WAAM-синтезированных деталей из сталей и алюминиевых сплавов. Глубина упрочнения для сталей превышает 3 мм, для алюминиевых сплавов – 8 мм. Для каждого материала существует характерный интервал температур, в котором применение ВДУ дает максимальный эффект упрочнения. Выход за пределы этого диапазона (в сторону как низких, так и высоких температур) приводит к значительному снижению эффективности процесса.

Выявлена верхняя температурная граница (700...900 °С для сталей и 350...400 °С для алюминиевых сплавов), при достижении которой твердость образца после ВДУ снижается до уровня или даже ниже твердости образца без упрочнения. Это связано с активацией процессов рекристаллизации, нивелирующих эффект деформационного упрочнения. Аустенитная нержавеющая сталь 04Х19Н9 характеризуется наиболее высоким относительным приростом твердости (до 52 %) при наиболее высокой оптимальной температуре (700 °С). Низко- и среднелегированные стали (30ХГСА, 18ХГС, 09ХГМНТАА) демонстрируют близкие рекомендуемые температурные интервалы для деформационного упрочнения (400...600 °С), но различаются абсолютными значениями прироста твердости (34...50 %). Наибольшая степень упрочнения (50 %) достигнута для стали 18ХГС, наименьшая (34 %) – для 30ХГСА. Алюминиевый сплав АМг3 имеет существенно более низкий рекомендуемый температурный диапазон (100...300 °С) и небольшую степень упрочнения (24 %), что обусловлено низкой температурой рекристаллизации алюминиевых сплавов и иным механизмом упрочнения (накопление дислокаций, образование ячеистой субструктуры).

При интеграции ВДУ в гибридный WAAM-процесс для материалов, имеющих хорошо изученные режимы термической обработки (на примере сталей 30ХГСА и сплава АМг3), наблюдается корреляция между рекомендуемыми температурными интервалами для ВДУ и температурами, применяемыми для ТО. Это позволяет предположить, что известные данные по термообработке могут служить предварительным ориентиром при выборе температурных режимов для ВДУ. Для материалов, используемых только для синтеза, необходимо проведение предварительных испытаний (аналогичных представленным) для точного определения индивидуального оптимального температурного окна, что позволит получить максимальный эффект упрочнения и гарантировать стабильность свойств изделия.

Результаты настоящего исследования могут быть использованы не только для аддитивных технологий, но и для термомеханического упрочнения, когда для улучшения условий пластического деформирования металла его специально предварительно нагревают.

Список литературы

1. Advances in metal additive manufacturing: A review of common processes, industrial applications, and current challenges / A. Vafadar, F. Guzzomi, A. Rassau, K. Hayward // *Applied Sciences*. – 2021. – Vol. 11 (3). – P. 1213. – DOI: 10.3390/app11031213.
2. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing / W.J. Sames, F.A. List, S. Pannala, R.R. Dehoff, S.S. Babu // *International Materials Reviews*. – 2016. – Vol. 61 (5). – P. 315–360. – DOI: 10.1080/09506608.2015.1116649.
3. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 81 (1–4). – P. 465–481. – DOI: 10.1007/s00170-015-7077-3.
4. Das S., Bourell D.L., Babu S.S. Metallic materials for 3D printing // *MRS Bulletin*. – 2016. – Vol. 41 (10). – P. 729–741. – DOI: 10.1557/mrs.2016.217.
5. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing / C.R. Cunningham, J.M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, S.T. Newman // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Vol. 22. – P. 672–686. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.06.020.
6. Wire arc additive manufacturing of stainless steels: a review / W. Jin, C. Zhang, S. Jin, Y. Tian, D. Wellmann,

- W. Liu // *Applied Sciences*. – 2020. – Vol. 10 (5). – P. 1563. – DOI: 10.3390/app10051563.
7. Li Y., Su C., Zhu J. Comprehensive review of wire arc additive manufacturing: Hardware system, physical process, monitoring, property characterization, application and future prospects // *Results in Engineering*. – 2022. – Vol. 13. – P. 100330. – DOI: 10.1016/j.rineng.2021.100330.
8. Pattanayak S., Sahoo S.K. Gas metal arc welding based additive manufacturing – a review // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. – 2021. – Vol. 33. – P. 398–442. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2021.04.010.
9. Environmental and economic assessment of a steel wall fabricated by wire-based directed energy deposition / S. Kokare, J.P. Oliveira, T.G. Santos, R. Godina // *Additive Manufacturing*. – 2023. – Vol. 61. – P. 103316. – DOI: 10.1016/j.addma.2022.103316.
10. Abdulaziz A. A brief review on the common defects in wire arc additive manufacturing // *International Journal of Current Science Research and Review*. – 2022. – Vol. 5 (12). – P. 4556–4576. – DOI: 10.47191/ijcsrr/V5-i12-19.
11. Residual stress in wire and arc additively manufactured aluminum components / S. Jiamin, H. Jonas, K. Markus, D. Klaus // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 65. – P. 97–111. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.02.021.
12. Designing a WAAM based manufacturing system for defence applications / A. Busachi, J. Erkoynucu, P. Colegrove, F. Martina, J. Ding // *Procedia CIRP*. – 2015. – Vol. 37. – P. 48–53. – DOI: 10.1016/j.procir.2015.08.085.
13. Microstructure tailoring of a wire-arc DED processed Ti6242 alloy for high damage tolerance performance / F. Zakir, A.K. Syed, X. Zhang, A.E. Davis, V.K. Sahu, A.E. Caballero, R. Biswal, P.B. Prangnell, S. Williams // *Additive Manufacturing*. – 2025. – Vol. 105. – P. 104785. – DOI: 10.1016/j.addma.2025.104785.
14. A solution for estimating high-temperature strength based on additive manufacturing characteristics / X. Wang, L. Xu, L. Zhao, Y. Han // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2023. – Vol. 245. – P. 108124. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2023.108124.
15. Hot forging wire and arc additive manufacturing (HF-WAAM) / V.R. Duarte, T.A. Rodrigues, N. Schell, R.M. Miranda, J.P. Oliveira, T.G. Santos // *Additive Manufacturing*. – 2020. – Vol. 35. – P. 101193. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101193.
16. Post-build thermomechanical processing of wire arc additively manufactured stainless steel for improved mechanical properties and reduction of crystallographic texture / J.W. Elmer, K. Fisher, G. Gibbs, J. Sengthay, D. Urabe // *Additive Manufacturing*. – 2022. – Vol. 50. – P. 102573. – DOI: 10.1016/j.addma.2021.102573.
17. Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement / A.R. McAndrew, M.A. Rosales, P.A. Colegrove, J.R. Hönnige, A. Ho, R. Fayolle, K. Eytayo, I. Stan, P. Sukrongpang, A. Crochemore, Z. Pinter // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Vol. 21. – P. 340–349. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.03.006.
18. Hönnige J.R., Colegrove P., Williams S. Improvement of microstructure and mechanical properties in wire + arc additively manufactured Ti-6Al-4V with machine hammer peening // *Procedia Engineering*. – 2017. – Vol. 216. – P. 8–17. – DOI: 10.1016/j.proeng.2018.02.083.
19. Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components / P.A. Colegrove, J. Donoghue, F. Martina, J. Gu, P. Prangnell, J. Hönnige // *Scripta Materialia*. – 2017. – Vol. 135. – P. 111–118. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.10.031.
20. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al–6.3Cu alloy / J. Gu, J. Ding, S.W. Williams, H. Gu, J. Bai, Y. Zhai, P. Ma // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 651. – P. 18–26. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.101.
21. Microstructure, residual stress and tensile properties control of wire-arc additive manufactured 2319 aluminum alloy with laser shock peening / R. Sun, L. Li, Y. Zhu, W. Guo, P. Peng, B. Cong, J. Sun, Z. Che, B. Li, C. Guo, L. Liu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 747. – P. 255–265. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.02.353.
22. Liu J., Ye C., Dong Y. Recent development of thermally assisted surface hardening techniques: A review // *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*. – 2021. – Vol. 2. – P. 100006. – DOI: 10.1016/j.aime.2020.100006.
23. Thomas M., Jackson M. The role of temperature and alloy chemistry on subsurface deformation mechanisms during shot peening of titanium alloys // *Scripta Materialia*. – 2012. – Vol. 66 (12). – P. 1065–1068. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.02.049.
24. Harada Y., Mori K. Effect of processing temperature on warm shot peening of spring steel // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2005. – Vol. 162–163. – P. 498–503. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.095.
25. Effects of warm laser peening on thermal stability and high temperature mechanical properties of A356 alloy / H. Chen, J. Zhou, J. Sheng, X.K. Meng, S. Huang, X. Xie // *Metals*. – 2016. – Vol. 6 (6). – P. 126. – DOI: 10.3390/met6060126.

26. Modified wear behavior of selective laser melted Ti6Al4V alloy by direct current assisted ultrasonic surface rolling process / Z. Wang, Z. Liu, C. Gao, K. Wong, S. Ye, Z. Xiao // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 381. – P. 125122. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.125122.
27. *Amanov A., Umarov R.* The effects of ultrasonic nanocrystal surface modification temperature on the mechanical properties and fretting wear resistance of Inconel 690 alloy // *Applied Surface Science*. – 2018. – Vol. 441. – P. 515–529. – DOI: 10.1016/j.apusc.2018.01.293.
28. Исследование влияния деформационного упрочнения на механические свойства образцов из сплава АМг5, полученных способом многослойной наплавки / М.Ф. Карташев, Г.Л. Пермяков, Д.Н. Трушников, М.Р. Миндибаев // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. – 2019. – Т. 17, № 3. – С. 38–45. – DOI: 10.18503/1995-2732-2019-17-3-38-45.
29. *Kirichek A.V., Soloviev D.L., Altuhov A.Yu.* Deformation wave hardening of metallic materials // *Journal of Nano and Electronic Physics*. – 2014. – Vol. 6 (3). – P. 03069.
30. Исследования комбинированного упрочнения волновым деформационным воздействием и термообработкой стали 30ХГСА / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, С.А. Силантьев, А.В. Яшин, М.Е. Жидков // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2022. – Т. 18, № 11 (215). – С. 524–528. – DOI: 10.36652/1813-1336-2022-18-11-524-528.
31. *Kirichek A.V., Solov'ev D.L.* Creating heterogeneous surface structures by static-pulsed treatment // *Russian Engineering Research*. – 2008. – Vol. 28 (3). – P. 277–279. – DOI: 10.3103/S1068798X08030209.
32. *Беляев Г.С.* Влияние нагрева на твердость и структуру упрочненного слоя // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1979. – № 11. – С. 64.
33. *Amininejad A., Jamaati R., Hosseiniipour S.J.* Influence of deformation and post-annealing treatment on the microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2021. – Vol. 74 (7). – P. 1799–1807. – DOI: 10.1007/s12666-021-02277-8.
34. *Boroumand K., Hadi M., Vafaei R.* Hot deformation behavior and constitutive modelling of a medium-carbon structural steel // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122. – P. 1611–1620. – DOI: 10.1134/S0031918X21140052.
35. *Капустова М., Туммел В.* Исследование влияния температуры нагрева на механические свойства и деформируемость стали типа 18ХГ при неполной горячей деформации // *Литье и металлургия*. – 2006. – № 1 (37). – С. 139–142.
36. *Пикеринг Ф.Б.* Физическое металловедение и разработка сталей: пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
37. *Obitov N., Ruzibaev A.* Heat treatment of non-hardened aluminum alloys // *AIP Conference Proceedings*. – 2023. – Vol. 2612. – P. 040004. – DOI: 10.1063/5.0127487.
38. Phase transformation and annealing behavior of SUS 304 austenitic stainless steel deformed by high pressure torsion / I. Shuro, M. Umemoto, Y. Todaka, S. Yokoyama // *Materials Science Forum*. – 2010. – Vol. 654–656. – P. 334–337. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.334.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 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



Determination of temperature conditions of wave deformation hardening for materials synthesized by the WAAM method

Andrey Kirichek^{1, a}, Dmitry Solovyev^{2, b, *}, Alexander Yashin^{2, c}, Sergey Silantyev^{2, d}, Maxim Novikov^{1, e}

¹ Bryansk State Technical University, 7 50 Let Oktyabrya Bul., Bryansk, 241035, Russian Federation

² Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs, 87 Gorkogo St., Vladimir, 600000, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-3823-0501>,  avkbgtu@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-4475-319X>,  murstin@yandex.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-3186-1300>,  yashin2102@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-3524-385X>,  ppdsio@yandex.ru;

^e  <https://orcid.org/0009-0000-7552-312X>,  novikovmax14@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 05 February 2026

Revised: 12 February 2026

Accepted: 14 March 2026

Available online: 15 June 2026

Keywords:

Additive technologies

WAAM

Deformation hardening

Deformation wave

High temperature

Hardness

Funding

The research was carried out with the support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation as part of basic research component of the state assignment of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation under project No. FZWR-2024-0003 (No. 075-00150-24-03) "Development of a technological strategy and theoretical and experimental study of the key elements of the technology of additive synthesis of metal wire parts using the 3DMP method and wave thermo-deformation strengthening of synthesized machine parts."

ABSTRACT

Introduction. To reduce the number of defects and improve the mechanical properties of components fabricated by wire arc additive manufacturing (WAAM), the application of deformation hardening operations during the synthesis process is promising. Wave deformation hardening enables the formation of a deep hardened layer, which is particularly important for hybrid WAAM processes where subsequent heating of the upper layers can lead to softening of previously deposited layers. A key parameter determining the effectiveness of wave deformation hardening is the temperature at which the synthesized material is subjected to the deformation hardening. **The purpose of this study** is to analyze the influence of the product temperature on the efficiency of wave deformation hardening for several advanced structural materials produced by the WAAM method. **Methodology.** The experiment involved the synthesis of samples, followed by furnace heating to a predetermined temperature (0.04C–19Cr–9Ni, 0.3C–1Cr–1Mn–1Si, 0.18C–1Cr–1Mn–1Si, and 0.09C–1.7Cr–1Mn–0.6Mo–1Ni–0.8Ti–0.015N: 300–900 °C; for the 97Al–3Mg alloy: 100–500°C), after which they were subjected to hardening. To evaluate the effectiveness of the method, microhardness (Vickers) profiles were measured as a function of depth through the hardened layer. **Results and discussion.** The study revealed a characteristic optimal temperature range for each material within which wave deformation hardening provides the maximum strengthening effect. For austenitic steel 0.04C–19Cr–9Ni, the greatest increase in hardness (up to 52%) was achieved when treated at 700 °C, attributed to the increased ductility of austenite and possible deformation-induced martensitic transformation; above 800 °C, recrystallization begins, reducing the effect. For medium-alloyed steels 0.3C–1Cr–1Mn–1Si, 0.18C–1Cr–1Mn–1Si, and 0.09C–1.7Cr–1Mn–0.6Mo–1Ni–0.8Ti–0.015N, the optimal range was 400–600 °C, with a maximum hardness increase of 34–50%; in this region, dynamic polygonization and carbide dispersion hardening actively occur, while recrystallization dominates at higher temperatures. For aluminum alloy 97Al–3Mg, the effective range was 100–300 °C, with an increase in hardness of up to 24%, corresponding to the recovery condition; at 400–500 °C, the hardness drops below the initial value due to complete recrystallization. The depth of the hardened layer exceeded 3 mm for steels and reached 8 mm for the aluminum alloy, significantly greater than achieved by conventional surface plastic deformation methods. An anomalous behavior was identified for steel 0.09C–1.7Cr–1Mn–0.6Mo–1Ni–0.8Ti–0.015N: after a decrease in hardness at 700–800 °C, an increase in hardness was observed at 900 °C, explained by secondary hardening due to the dissolution of coarse carbides and the precipitation of fine particles during cooling. The obtained data are in good agreement with known tempering and recrystallization temperatures for the materials studied. The results enabled the formulation of practical recommendations for selecting wave deformation hardening temperature conditions for integration into hybrid WAAM processes, depending on the material class, ensuring maximum improvement in both hardness and hardened layer depth for additively manufactured components.

For citation: Kirichek A.V., Solovyev D.L., Yashin A.V., Silantyev S.A., Novikov M.A. Determination of temperature conditions of wave deformation hardening for materials synthesized by the WAAM method. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 2, pp. 32–48. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.2-32-48. (In Russian).

* Corresponding author

Solovyev Dmitry L., D.Sc. (Engineering), Professor
 Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs,
 87 Gorkogo St.,
 600000, Vladimir, Russian Federation
 Tel.: +7 920 900-46-42, e-mail: murstin@yandex.ru

References

1. Vafadar A., Guzzomi F., Rassau A., Hayward K. Advances in metal additive manufacturing: A review of common processes, industrial applications, and current challenges. *Applied Sciences*, 2021, vol. 11 (3), p. 1213. DOI: 10.3390/app11031213.
2. Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*, 2016, vol. 61 (5), pp. 315–360. DOI: 10.1080/09506608.2015.1116649.
3. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 81 (1–4), pp. 465–481. DOI: 10.1007/s00170-015-7077-3.
4. Das S., Bourell D.L., Babu S.S. Metallic materials for 3D printing. *MRS Bulletin*, 2016, vol. 41 (10), pp. 729–741. DOI: 10.1557/mrs.2016.217.
5. Cunningham C.R., Flynn J.M., Shokrani A., Dhokia V., Newman S.T. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 22, pp. 672–686. DOI: 10.1016/j.addma.2018.06.020.
6. Jin W., Zhang C., Jin S., Tian Y., Wellmann D., Liu W. Wire arc additive manufacturing of stainless steels: a review. *Applied Sciences*, 2020, vol. 10 (5), p. 1563. DOI: 10.3390/app10051563.
7. Li Y., Su C., Zhu J. Comprehensive review of wire arc additive manufacturing: Hardware system, physical process, monitoring, property characterization, application and future prospects. *Results in Engineering*, 2022, vol. 13, p. 100330. DOI: 10.1016/j.rineng.2021.100330.
8. Pattanayak S., Sahoo S.K. Gas metal arc welding based additive manufacturing – a review. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2021, vol. 33, pp. 398–442. DOI: 10.1016/j.cirpj.2021.04.010.
9. Kokare S., Oliveira J.P., Santos T.G., Godina R. Environmental and economic assessment of a steel wall fabricated by wire-based directed energy deposition. *Additive Manufacturing*, 2023, vol. 61, p. 103316. DOI: 10.1016/j.addma.2022.103316.
10. Abdulaziz A. A brief review on the common defects in wire arc additive manufacturing. *International Journal of Current Science Research and Review*, 2022, vol. 5 (12), pp. 4556–4576. DOI: 10.47191/ijcsrr/V5-i12-19.
11. Jiamin S., Jonas H., Markus K., Klaus D. Residual stress in wire and arc additively manufactured aluminum components. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 65, pp. 97–111. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.02.021.
12. Busachi A., Erkoyuncu J., Colegrove P., Martina F., Ding J. Designing a WAAM based manufacturing system for defence applications. *Procedia CIRP*, 2015, vol. 37, pp. 48–53. DOI: 10.1016/j.procir.2015.08.085.
13. Zakir F., Syed A.K., Zhang X., Davis A.E., Sahu V.K., Caballero A.E., Biswal R., Prangnell P.B., Williams S. Microstructure tailoring of a wire-arc DED processed Ti6242 alloy for high damage tolerance performance. *Additive Manufacturing*, 2025, vol. 105, p. 104785. DOI: 10.1016/j.addma.2025.104785.
14. Wang X., Xu L., Zhao L., Han Y. A solution for estimating high-temperature strength based on additive manufacturing characteristics. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2023, vol. 245, p. 108124. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2023.108124.
15. Duarte V.R., Rodrigues T.A., Schell N., Miranda R.M., Oliveira J.P., Santos T.G. Hot forging wire and arc additive manufacturing (HF-WAAM). *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 35, p. 101193. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101193.
16. Elmer J.W., Fisher K., Gibbs G., Sengthay J., Urabe D. Post-build thermomechanical processing of wire arc additively manufactured stainless steel for improved mechanical properties and reduction of crystallographic texture. *Additive Manufacturing*, 2022, vol. 50, p. 102573. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102573.
17. McAndrew A.R., Rosales M.A., Colegrove P.A., Hönnige J.R., Ho A., Fayolle R., Eyitayo K., Stan I., Sukrongpang P., Crochemore A., Pinter Z. Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 21, pp. 340–349. DOI: 10.1016/j.addma.2018.03.006.
18. Hönnige J.R., Colegrove P., Williams S. Improvement of microstructure and mechanical properties in wire + arc additively manufactured Ti-6Al-4V with machine hammer peening. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 216, pp. 8–17. DOI: 10.1016/j.proeng.2018.02.083.
19. Colegrove P.A., Donoghue J., Martina F., Gu J., Prangnell P., Hönnige J. Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 135, pp. 111–118. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.10.031.



20. Gu J., Ding J., Williams S.W., Gu H., Bai J., Zhai Y., Ma P. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al–6.3Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 651, pp. 18–26. DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.101.

21. Sun R., Li L., Zhu Y., Guo W., Peng P., Cong B., Sun J., Che Z., Li B., Guo C., Liu L. Microstructure, residual stress and tensile properties control of wire-arc additive manufactured 2319 aluminum alloy with laser shock peening. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 747, pp. 255–265. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.02.353.

22. Liu J., Ye C., Dong Y. Recent development of thermally assisted surface hardening techniques: A review. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*, 2021, vol. 2, p. 100006. DOI: 10.1016/j.aime.2020.100006.

23. Thomas M., Jackson M. The role of temperature and alloy chemistry on subsurface deformation mechanisms during shot peening of titanium alloys. *Scripta Materialia*, 2012, vol. 66 (12), pp. 1065–1068. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.02.049.

24. Harada Y., Mori K. Effect of processing temperature on warm shot peening of spring steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, vol. 162–163, pp. 498–503. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.095.

25. Chen H., Zhou J., Sheng J., Meng X.K., Huang S., Xie X. Effects of warm laser peening on thermal stability and high temperature mechanical properties of A356 alloy. *Metals*, 2016, vol. 6 (6), p. 126. DOI: 10.3390/met6060126.

26. Wang Z., Liu Z., Gao C., Wong K., Ye S., Xiao Z. Modified wear behavior of selective laser melted Ti6Al4V alloy by direct current assisted ultrasonic surface rolling process. *Surface and Coatings Technology*, 2020, vol. 381, p. 125122. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.125122.

27. Amanov A., Umarov R. The effects of ultrasonic nanocrystal surface modification temperature on the mechanical properties and fretting wear resistance of Inconel 690 alloy. *Applied Surface Science*, 2018, vol. 441, pp. 515–529. DOI: 10.1016/j.apsusc.2018.01.293.

28. Kartashev M.F., Permyakov G.L., Trushnikov D.N., Mindibaev M.R. Issledovanie vliyaniya deformatsionnogo uprochneniya na mekhanicheskie svoystva obraztsov iz splava AMg5, poluchennykh sposobom mnogoslonoyni naplavki [Understanding the effect of work hardening on the mechanical properties of aluminum alloy 5056 specimens produced by multilayer surfacing]. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova = Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*, 2019, vol. 17, no. 3, pp. 38–45. DOI: 10.18503/1995-2732-2019-17-3-38-45.

29. Kirichek A.V., Soloviev D.L., Altuhov A.Yu. Deformation wave hardening of metallic materials. *Journal of Nano and Electronic Physics*, 2014, vol. 6 (3), p. 03069.

30. Kirichek A.V., Solovyev D.L., Silantiev S.A., Yashin A.V., Zhidkov M.E. Issledovaniya kombinirovannogo uprochneniya volnovym deformatsionnym vozdeystviem i termoobrabotkoi stali 30KhGSA [Studies of combined hardening by wave deformation action and heat treatment of steel 30KhGSA I]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2022, vol. 18, no. 11 (215), pp. 524–528. DOI: 10.36652/1813-1336-2022-18-11-524-528.

31. Kirichek A.V., Solov'ev D.L. Creating heterogeneous surface structures by static-pulsed treatment. *Russian Engineering Research*, 2008, vol. 28 (3), pp. 277–279. DOI: 10.3103/S1068798X08030209.

32. Belyaev G.S. Vliyanie nagreva na tverdosť i strukturu uprochnennogo sloya [Effect of heating on the hardness and structure of the hardened surface layer]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1979, no. 11, p. 64. (In Russian).

33. Amininejad A., Jamaati R., Hosseiniipour S.J. Influence of deformation and post-annealing treatment on the microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2021, vol. 74 (7), pp. 1799–1807. DOI: 10.1007/s12666-021-02277-8.

34. Boroumand K., Hadi M., Vafaei R. Hot deformation behavior and constitutive modelling of a medium-carbon structural steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, vol. 122, pp. 1611–1620. DOI: 10.1134/S0031918X21140052.

35. Kapustova M., Tittel V. Issledovanie vliyaniya temperatury nagreva na mekhanicheskie svoystva i deformiruemost' stali tipa 18KhG pri nepolnoi goryachei deformatsii [Investigation of the influence of heating temperature on the mechanical properties and deformability of 18KhG type steel under incomplete hot deformation]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2006, no. 1 (37), pp. 139–142.

36. Pickering F.B. *Physical metallurgy and the design of steels*. London, Applied Science Publishers, 1978. 275 p. (Russ. ed.: Pikering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 184 p.).

37. Obitov N., Ruzibaev A. Heat treatment of non-hardened aluminum alloys. *AIP Conference Proceedings*, 2023, vol. 2612, p. 040004. DOI: 10.1063/5.0127487.

38. Shuro I., Umemoto M., Todaka Y., Yokoyama S. Phase transformation and annealing behavior of SUS 304 austenitic stainless steel deformed by high pressure torsion. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 654–656, pp. 334–337. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.334.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 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>).