

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-4-66-74>

ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНОГО МЕТОДА ДЛЯ КОНТРОЛЯ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ ER308LSI, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

© Александр Анатольевич Хлыбов*, Дмитрий Александрович Рябов, Александр Александрович Соловьев

Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева, Россия, 603155, г. Нижний Новгород, Нижегородская обл., ул. Минина, д. 24; *e-mail: hlybov_52@mail.ru

Статья поступила 29 августа 2023 г. Поступила после доработки 18 сентября 2023 г. Принята к публикации 29 сентября 2023 г.

В современной промышленности высокими темпами внедряются аддитивные технологии (АТ), используемые для изготовления материалов и изделий. Значительный интерес представляет технология электродугового выращивания (Wire Arc Additive Manufacturing — WAAM), что обусловлено относительно малой стоимостью оборудования и наплавляемого материала, а также достаточным уровнем знания сварочных процессов. Выращивание металлических слоев и изготовление объемных деталей различной геометрической формы в данном случае осуществляется за счет наплавления проволоки. Среди наплавляемых материалов для трехмерной печати широкое распространение получили хромоникелевые стали. С учетом специфики сложных структурных и формообразующих процессов при реализации WAAM возникает необходимость в дополнительных исследованиях структуры и свойств получаемых материалов. Поэтому цель данной работы — применение современных неразрушающих методов контроля структурной деградации в процессе одноосного растяжения стали ER308LSI, полученной методом электродугового аддитивного выращивания. Проведены металлографические и магнитные исследования, а также выполнен анализ изменения микротвердости в процессе деформирования образцов, вырезанных вдоль и поперек напечатанных слоев. Проанализированы особенности этапов деградации структуры в процессе одноосного растяжения и соответствующее поведение магнитных параметров материала. Установлено, что одноосное растяжение образцов, изготовленных методом WAAM, приводит к образованию большого количества структурных дефектов в виде деформационных полос, несплошностей и микротрещин, появление которых сопровождается значительными изменениями предела текучести, микротвердости и коэрцитивной силы H_c . По полученным значениям H_c введен параметр магнитной анизотропии ($A_{\text{магн}}$), который отражает характер изменения коэрцитивной силы в образцах, вырезанных как вдоль, так и поперек направления наплавки. Однако характер таких изменений для продольно и поперечно (относительно наплавленных слоев) вырезанных образцов различен. Результаты работы могут быть применены в задачах диагностики деформированного состояния изделий, полученных по технологии WAAM.

Ключевые слова: деформирование; аддитивные технологии; WAAM; прочность; сталь ER308LSI; коэрцитивная сила; магнитный контроль.

APPLICATION OF THE MAGNETIC METHOD TO CONTROL THE DEFORMED STATE OF ER308LSI STEEL SAMPLES OBTAINED BY ADDITIVE GROWING

© Alexander A. Khlybov*, Dmitry A. Ryabov, Alexander A. Solovyov

R. E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University, 24, ul. Minina, Nizhny Novgorod, 603155, Russia; *e-mail: hlybov_52@mail.ru

Received August 29, 2023. Revised September 18, 2023. Accepted September 29, 2023.

Additive technologies (AT) used for the manufacture of materials and products are being introduced precipitately in modern industry. The technology of electric arc cultivation (Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM)) is of considerable interest due to a relatively low cost of the equipment and surfaced materials, as well as due to an essential level of understanding welding processes. The cultivation of metal layers and

the manufacture of volumetric parts of various geometric shapes in this case is carried out by welding wire. Chromium-nickel steels are widely used as surfaced materials for three-dimensional printing with metals. However, given the specifics of complex structural and formative processes in the implementation of WAAM, there is a need for additional studies of the structure and properties of the materials obtained. The goal of this study is to apply modern non-destructive methods of structural degradation control in the process of uniaxial stretching of ER308LSI steel obtained by the WAAM electric arc additive cultivation method. At the same time, metallographic and magnetic studies were carried out, along with the analysis of changes in microhardness during deformation of samples cut along and across the printed layers. The features of the stages of structure degradation upon uniaxial stretching and the behavior of magnetic parameters of the material were analyzed. It is shown that uniaxial stretching of WAAM-made samples leads to the formation of a large number of structural defects in the form of deformation bands, discontinuities and microcracks, the appearance of which is accompanied by a significant change in the yield strength, microhardness and in the values of coercive force H_c . Based on the obtained H_c values, a parameter of the magnetic anisotropy (A_{mag}), which reflects the nature of the change in the coercive force in samples cut both along and across the direction of surfacing was introduced. However, the character of these changes for longitudinally and transversely (relative to the deposited layers) cut samples is different. The results obtained can be used in diagnosing the deformed state of WAAM products.

Keywords: deformation; additive technologies; WAAM; strength; ER308LSI steel; coercive force; magnetic control.

Введение

В современной промышленности высокими темпами внедряются аддитивные технологии (АТ), используемые для изготовления материалов и изделий [1 – 3]. Среди существующих вариантов АТ значительный интерес представляет электродуговое выращивание (WAAM-метод). Это объясняется тем, что WAAM является относительно простой технологией и позволяет оперативно изготавливать новые детали и восстанавливать изношенные компоненты конструкций [2, 3]. Выращивание металлических слоев и изготовление объемных деталей различной геометрической формы осуществляется за счет наплавления проволоки [2 – 4]. Помимо оперативности 3D-печати электродуговой наплавкой и мобильности используемого оборудования, несомненным достоинством данного метода является повышенный коэффициент использования материала (КИМ) по сравнению с классическими методами получения изделий (литейное производство, обработка резанием, сварка, обработка давлением, механическая обработка) [5, 6].

Аустенитные и аустенитно-ферритные хромоникелевые стали широко применяются в машиностроении, энергетике, авиационно-космической, химической промышленности и других сферах человеческой деятельности. Данные стали обладают уникальным комплексом физико-механических свойств: способностью сохранять высокую прочность при низких и высоких температурах, стойкостью во многих агрессивных средах, повышенным сопротивлением ударным нагрузкам [7 – 10]. Однако при упругопластическом деформировании микроструктура хромоникелевых сталей непрерывно меняется, что приводит к ухудшению механических свойств материала (повышению пределов текучести и прочности, снижению пластичности). Более ин-

тенсивно эти процессы наблюдаются в зонах концентрации напряжений [7 – 11]. Имеющиеся в литературе данные в основном основаны на результатах исследований образцов, полученных по традиционным технологиям [7 – 9]. Исходя из вышесказанного, изучение полученных по технологии WAAM образцов, а также контроль их физико-механических свойств и структурной деградации при деформировании представляют особый интерес.

Известно, что одним из наиболее чувствительных неразрушающих методов оценки деформированного состояния металлических материалов, в том числе аустенитных сталей, является магнитный метод [12]. Зависимость магнитных свойств металлов (в частности, коэрцитивной силы H_c) от степени деформации материала показана в ряде работ [13 – 16] и признана надежным и информативным методом контроля состояния материала.

Таким образом, цель данной работы — исследование деградации структуры и изменения физико-механических свойств образцов из стали ER308LSI, полученных методом WAAM, в процессе одноосного деформирования с применением магнитных методов контроля.

Материалы и методика исследований

В качестве материала для исследования выбран хромоникелевая аустенитно-ферритная сталь ER308LSI. Заготовки для образцов получали на специальном стенде для 3D-печати электродуговой наплавкой на станке с ЧПУ (рис. 1) в среде защитного газа ($\text{Ar} + \text{CO}_2$) [4]. Размеры заготовки (напечатанной стенки) — $100 \times 100 \times 10$ мм. Химический состав исследуемого сплава приведен в табл. 1.

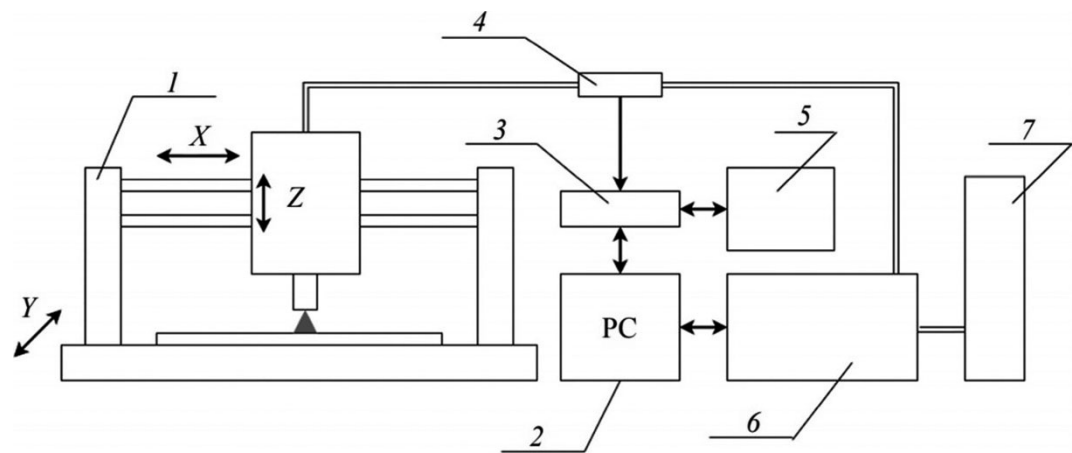


Рис. 1. Схема экспериментального стенда WAAM на базе станка с ЧПУ: 1 — трехкоординатный станок с ЧПУ портального типа; 2 — ПК; 3 — АЦП/ЦАП; 4 — датчики силы тока и напряжения; 5 — система ЧПУ; 6 — сварочный полуавтомат; 7 — баллоны с защитным газом

Fig. 1. WAAM experimental bench based on a CNC machine: 1 — 3-coordinate CNC gantry type machine; 2 — PC; 3 — ADC/DAC; 4 — current and voltage sensors; 5 — CNC system; 6 — semi-automatic welding machine; 7 — cylinders with protective gas

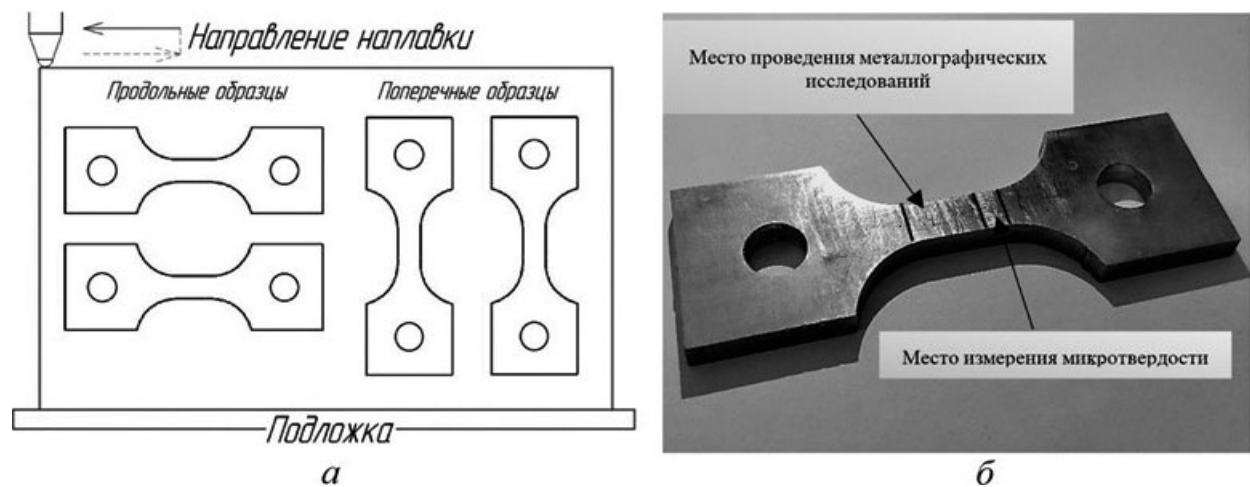


Рис. 2. Схема вырезки образцов из наплавленной стенки (а) и их внешний вид с исследуемыми зонами (б)

Fig. 2. The scheme of cutting samples from the deposited wall (a) and their appearance including the studied zones (b)

Для оценки влияния направления наплавки на свойства стали ER308LSI из полученной заготовки (выращенной стенки) вырезали пропорциональные плоские образцы с сечением 8 × 5 мм для испытаний на растяжение (ГОСТ 1497–84) вдоль и поперек направления наплавки. Растяжение образцов проводили на разрывной машине УМЭ-10ТМ, оборудованной цифровыми интеллектуальными датчиками силы и перемещения от ZETLAB, при скорости нагружения

5 мм/мин и температуре $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Схема вырезки и внешний вид образцов с указанием исследуемых зон представлены на рис. 2.

Испытание исследуемых образцов из стали ER308LSI проводили в несколько этапов, включающих в себя растяжение образца до заданного значения деформации. На каждом этапе деформирования исследовали микроструктуру (в зоне контроля) образцов, измеряли их микротвердость, истинное напряжение течения, а также

Таблица 1. Химический состав исследуемой стали, % масс.

Table 1. Chemical composition of the steel under study, wt.%

Материал	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Cu	Fe
ER308LSI	0,03	0,7 – 1,0	1,0 – 2,5	9,5 – 11,0	0,0 – 3,0	0,03	19,0 – 20,0	<0,8	<0,8	Ост.

проводили магнитный контроль. Последний этап деформирования заканчивался в точке относительного равномерного удлинения (δ_p).

На каждом этапе деформирования определяли истинное напряжение течения

$$S_T = P_T/F_i,$$

(1)

где P_T — нагрузка, при которой заканчивается упругая область на диаграмме растяжения; F_i — площадь поперечного сечения рабочей зоны на текущем этапе деформирования. Геометрию рабочей части контролировали после каждого этапа нагружения.

Для определения величины коэрцитивной силы H_c использовали магнитный анализатор МА-412ММ. База для измерений, соответствующая расстоянию между контактными площадками, — 30 мм. Измерения проводили не менее пяти раз с точной геометрической привязкой к исследуемой зоне.

По полученным значениям коэрцитивной силы в точках с равнозначным значением потери пластичности в виде δ_i/δ_p для образцов из двух взаимно перпендикулярных изучаемых направлений определяли степень магнитной анизотропии [17]

$$A_{\text{магн}} = (H_{c\perp} - H_{c\parallel})/(H_{c\perp} + H_{c\parallel}),$$

где $H_{c\perp}$ и $H_{c\parallel}$ — значения коэрцитивной силы в образцах, вырезанных перпендикулярно и вдоль направления наплавки слоев.

В качестве информативного параметра структурной деградации использовали также микротвердость, которую измеряли на микротвердометре ИТВ-1-АМ при нагрузке 1 кгс. Затем проводили статистическую обработку полученных значений по 10 точкам в зоне контроля.

Металлографический анализ образцов выполняли по стандартной схеме: шлифовка, полировка и последующее электролитическое травление в 10 %-ном растворе щавелевой кислоты по режиму: 5 В, 2 А в течение 75 с. Изображения микроструктур после каждого этапа деформирования получали с применением оптического металлографического микроскопа KEYENCE VHX-1000.

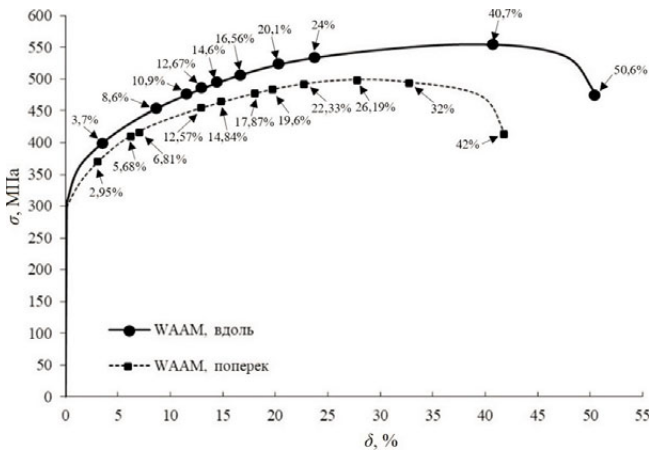


Рис. 3. Диаграммы растяжения образцов, изготовленных по технологии WAAM и вырезанных в двух взаимно перпендикулярных направлениях

Fig. 3. Stretching diagrams of samples manufactured by WAAM technology and cut in two mutually perpendicular directions

Обсуждение результатов

На рис. 3 приведена диаграмма растяжения образцов, вырезанных в двух взаимно перпендикулярных направлениях из полученной методом WAAM заготовки. По результатам анализа кривых растяжения определяли значения прочностных и пластических характеристик исследуемого материала (табл. 2). Из них следует, что образцы, вырезанные вдоль направления наплавки, обладают большей прочностью и пластичностью, чем поперечные. Это можно объяснить наличием в поперечном образце большого количества переходных структурных зон, направленных перпендикулярно действию нагрузки (рис. 4). Такие зоны обладают меньшей пластичностью, что связано с высокими внутренними напряжениями, структурной неоднородностью, наличием шлаковых включений.

Далее исследовали образцы в процессе их нагружения до разрушения. Для этого образцы деформировали в несколько этапов до точки начала спада нагрузки на диаграмме растяжения (δ_p). Каждый этап растяжения соответствовал увеличению степени деформации на ~2,5 %. При достижении заданной деформации нагрузку сбрасывали до нуля, образец вынимали из машины для проведения измерений.

Таблица 2. Механические свойства стали ER308LSI, полученной методом WAAM

Table 2. Mechanical properties of ER308LSI steel obtained by WAAM method

Направление вырезки	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_p , %
Вдоль	50,6	310	555	40,7
Поперек	42	301	498	26,19

Для контроля деградации структуры при деформировании образцов из стали ER308LSI получали микроструктуры материала из рабочих частей продольных и поперечных образцов (рис. 5, 6).

Анализ представленных микроструктур после растяжения показал, что уже на начальных этапах деформирования наблюдается интенсивное деформационное двойникование (рис. 7). Дальнейшее увеличение степени деформирования приводит к значительному повышению плотности дислокаций, о чем говорит возрастание предела текучести и твердости исследуемой

стали (рис. 8, 9), обширному механическому двойникованию и образованию сдвиговых полос. Образцы, полученные путем 3D-печати и вырезанные в продольном направлении относительно наплавки, имеют большее значение истинного напряжения течения (S_T) и деформируются на большую величину (δ), чем образцы, вырезанные поперек направления наплавки.

Анализ рис. 9 показывает, что микротвердость HV образцов из стали ER308LSI, вырезанных как в продольном, так и в поперечном направлениях, увеличивается линейно в зависимости от степени упрочнения стали.

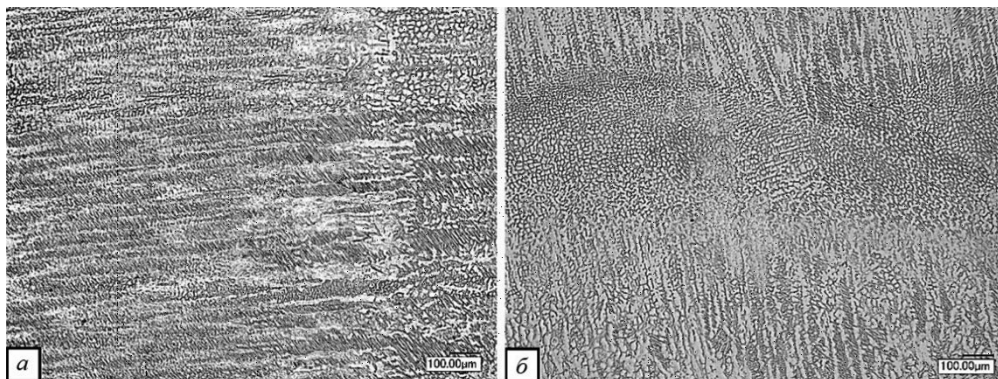


Рис. 4. Микроструктура образцов стали ER308LSI, полученных методом WAAM, которые вырезаны вдоль (а) и поперек (б) направлений наплавки

Fig. 4. Microstructure of ER308LSI steel samples obtained by the WAAM method, which were cut along (a) and across (b) the direction of surfacing

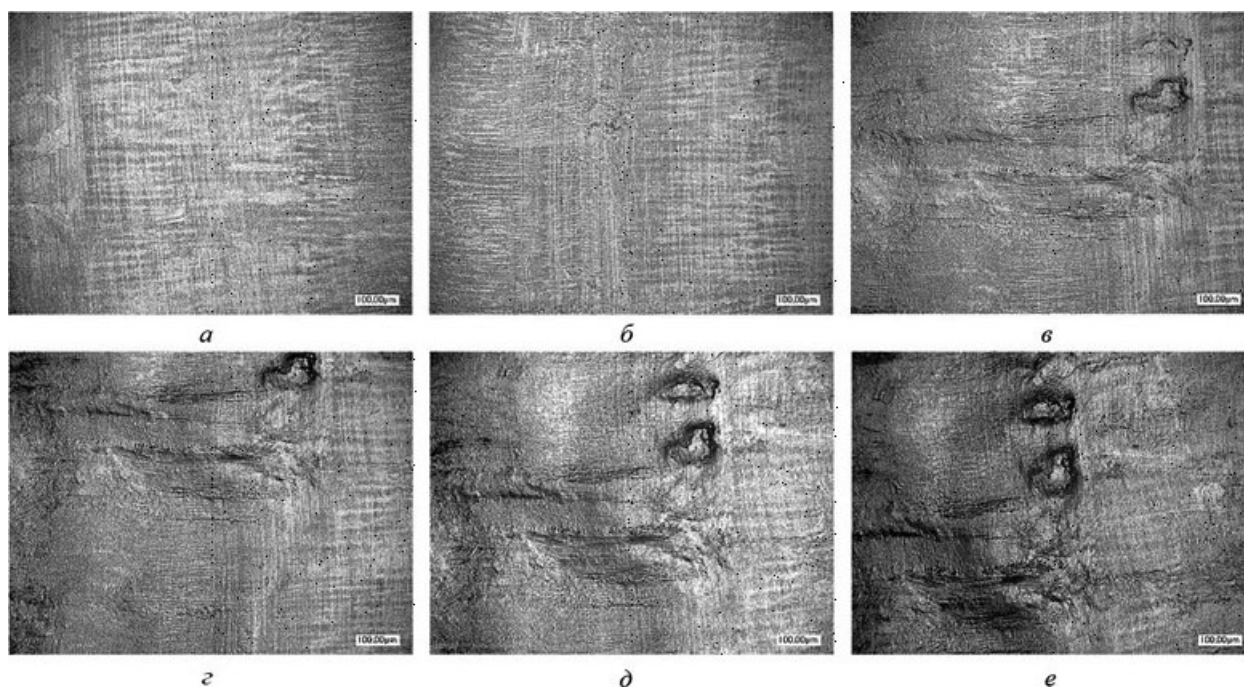


Рис. 5. Микроструктура продольного образца из стали ER308LSI (WAAM) при одноосном растяжении: а — относительное удлинение 0 %; б — 7,1 %; в — 10,9 %; г — 16,56 %; д — 24 %; е — 40,7 %

Fig. 5. Structural changes of the longitudinal sample made of steel ER308LSI (WAAM) under uniaxial tension: a — elongation 0%; b — elongation 7.1%; c — elongation 10.9%; d — elongation 16.56%; e — elongation 24%; f — elongation 40.7%

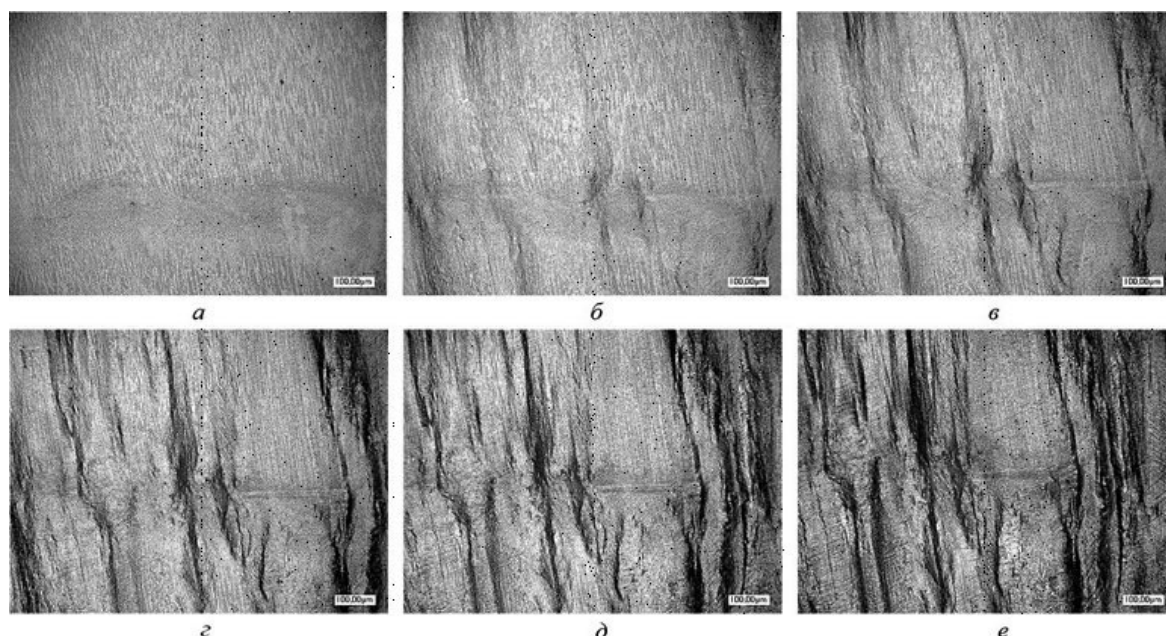


Рис. 6. Микроструктура поперечно вырезанного образца из стали ER308LSI в процессе поэтапного растяжения: *a* — относительное удлинение 0 %; *б* — 5,68 %; *в* — 10,83 %; *г* — 17,87 %; *д* — 22,33 %; *е* — 32 %

Fig. 6. Structural changes of the cross-cut sample made of ER308LSI steel in the process of gradual stretching: *a* — elongation 0%; *b* — elongation 5.68%; *c* — elongation 10.83%; *d* — elongation 17.87%; *e* — elongation 22.33%; *f* — elongation 32%

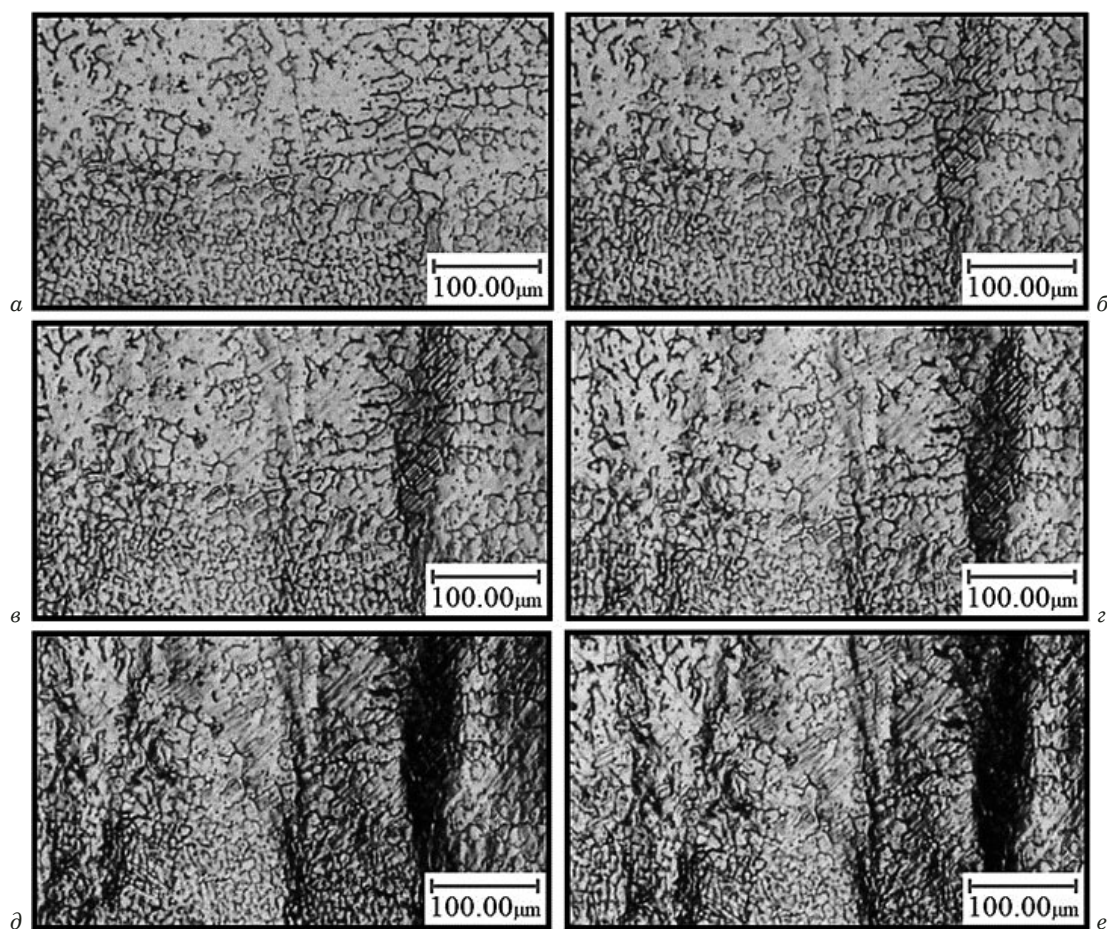


Рис. 7. Дефекты микроструктуры поперечно вырезанного образца из стали ER308LSI ($\times 200$): *a* — относительное удлинение 0 %; *б* — 2,95 %; *в* — 5,68 %; *г* — 6,81 %; *д* — 12,57 %; *е* — 14,84 %

Fig. 7. Structural changes of the longitudinal sample made of steel ER308LSI (WAAM) under uniaxial tension: *a* — elongation 0%; *b* — elongation 2.95%; *c* — elongation 5.68%; *d* — elongation 6.81%; *e* — elongation 12.57%; *f* — elongation 14.84%

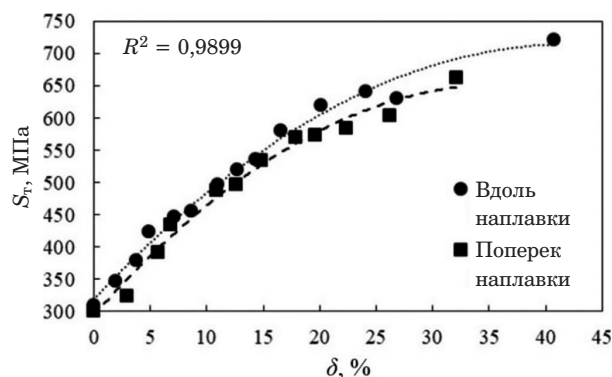


Рис. 8. Зависимость истинного напряжения течения S_t при растяжении от относительного удлинения δ

Fig. 8. Dependence of the true flow stress S_t under tension on the relative elongation δ

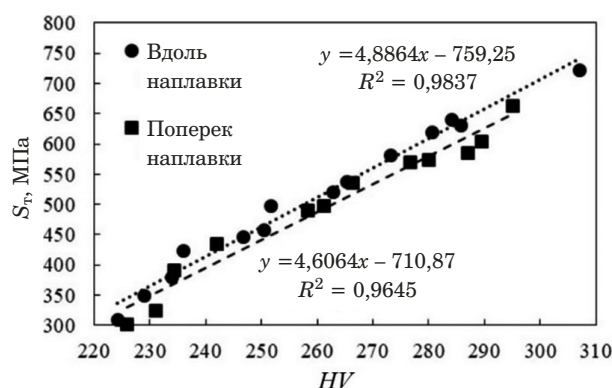


Рис. 9. Взаимосвязь между истинным напряжением течения и микротвердостью деформированных образцов

Fig. 9. The relationship between the true flow stress and the microhardness of deformed samples

Рассмотрим влияние пластической деформации при одноосном растяжении на значения коэрцитивной силы (H_c) образцов из стали ER308LSI, вырезанных вдоль и поперек направления наплавки (рис. 10). Коэрцитивная сила исследуемых образцов по мере увеличения деформации сначала возрастает, а затем уменьшается. Такое ее изменение можно объяснить ростом внутренних дефектов и остаточных напряжений в деформированных образцах.

Возрастание значений коэрцитивной силы H_c характеризуется затруднением протекания процесса намагничивания и перемагничивания. Причины ее возрастания — повышение степени искаженности кристаллической решетки при поэтапном растяжении, а также явление наклепа, сопровождающегося увеличением плотности дефектов с более высокими значениями критических полей взаимодействия доменных границ с дефектами структуры сплава [19]. Однако при степенях деформации свыше 10 % для образца, вырезанного поперек направления наплавки, и

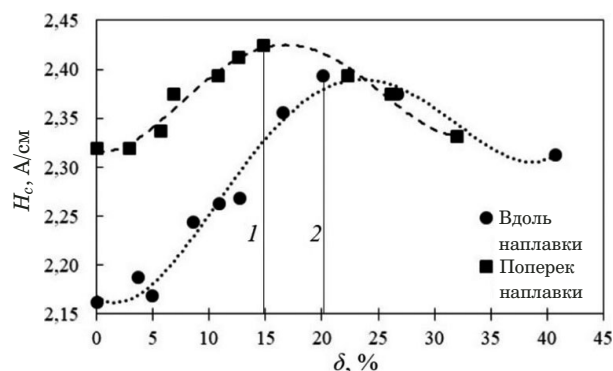


Рис. 10. Зависимость коэрцитивной силы от деформации для образцов из стали ER308LSI, вырезанных вдоль и поперек направления наплавки: 1 — точка, соответствующая деформации 14,84 %, при которой происходит изменение коэрцитивной силы поперечно вырезанного образца; 2 — точка, соответствующая деформации 20,10 %, при которой происходит изменение коэрцитивной силы продольно вырезанного образца

Fig. 10. Dependence of coercive force of ER308LSI steel samples cut along and across the direction of surfacing: 1 — a line corresponding to a deformation of 14.84%, at which there is a change in the coercive force of a transversely cut sample; 2 — a line corresponding to a deformation of 20.10%, at which there is a change in the coercive force of a longitudinally cut sample

свыше 20 % для образца, вырезанного вдоль направления наплавки, происходит снижение коэрцитивной силы H_c . Возможно, это связано с образованием в объеме материала систем макротрещин, которые приводят к разрушению образцов и, следовательно, уменьшению H_c .

На рис. 11 представлена зависимость магнитной анизотропии $A_{\text{магн}}$ от относительной потери пластичности (δ_i/δ_p) в стали ER308LSI при одноосном растяжении. Параметр магнитной анизотропии отражает характер изменения коэрцитивной силы в образцах, вырезанных как вдоль, так и поперек направления наплавки. Анализ полученных данных показывает, что в условиях одноосного напряженного состояния объекта с ростом величины деформации (δ) параметр магнитной анизотропии уменьшается. На начальных этапах деформирования происходит монотонное снижение параметра, что обусловлено накоплением дефектов (увеличением плотности дислокаций, механическим двойникованием и образованием сдвиговых полос). При достижении потери пластичности ($\delta_i/\delta_p \approx 0,3$) наблюдается его резкое снижение. Вероятнее всего, такое поведение параметра магнитной анизотропии связано с образованием систем микротрещин, которые при дальнейшем нагружении образуют системы макротрещин, что влечет за собой снижение коэрцитивной силы, а следовательно, и параметра акустической анизотропии.

Выводы

1. Механические свойства образцов из стали ER308LSI, полученные методом WAAM, различны и существенно зависят от направления приложенной к образцу нагрузки. Установлено, что образцы, у которых при испытаниях направление приложенной нагрузки совпадало с направлением движения сварочной головки при построении заготовки, имеют повышенные значения прочности и пластичности.

2. При одноосном деформировании напечатанных образцов из стали ER308LSI происходит деградация структуры материала, заключающаяся в образовании деформационных полос, несплошностей и трещин.

3. Контроль магнитных характеристик (H_c и $A_{\text{магн}}$) исследуемого материала показал их высокую чувствительность к структурным изменениям, проходящим в стали ER308LSI при деформировании. Полученные в работе диагностические зависимости могут быть использованы для мониторинга деформированного состояния конструкций, изготовленных из хромоникелевых сталей.

Финансирование

Исследование выполнено по гранту РНФ № 19-19-00332-П «Разработка научно-обоснованных подходов и аппаратно-программных средств мониторинга поврежденности конструкционных материалов на основе подходов искусственного интеллекта для обеспечения безопасной эксплуатации технических объектов в Арктических условиях».

Конфликт интересов

Авторы работы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е. Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий / Металлы Евразии. 2017. № 1. С. 2 – 6.
2. Жуков В. В., Григоренко Г. М., Шаповалов В. А. Аддитивное производство металлических изделий (обзор) / Автоматическая сварка. 2016. № 5 – 6. С. 148 – 153.
3. Alhakeem M. M., Mollamahmutoglu M., Yilmaz O., et al. A deposition strategy for Wire Arc Additive Manufacturing based on temperature variance analysis to minimize overflow and distortion / Journal of Manufacturing Processes. 2023. Vol. 85. P. 1208 – 1220. DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.11.006
4. Кабалдин Ю. Г., Аносов М. С., Рябов Д. А. и др. Исследование влияния режимов 3D-печати на структуру и хладостойкость стали 08Г2С / Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. 2021. Т. 19. № 4. С. 64 – 70. DOI: 10.18503/1995-2732-2021-19-4-64-70
5. Коржик В. Н., Хаскин В. Ю., Ткачук В. И. и др. Трехмерная печать металлических объемных изделий сложной формы на основе сварочных плазменно-дуговых технологий / Автоматическая сварка. 2016. № 5 – 6. С. 127 – 134.

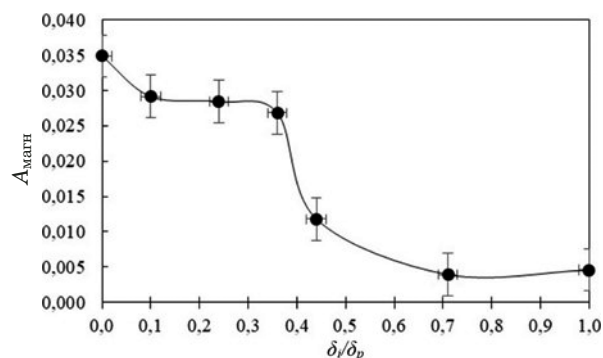


Рис. 11. Зависимость магнитной анизотропии от относительной потери пластичности в стали ER308LSI при одноосном деформировании

Fig. 11. Dependence of the magnetic anisotropy on the relative loss of plasticity in ER308LSI steel during uniaxial deformation

6. Williams S. W., Martina F., Addison A. C., et al. Wire + Arc Additive Manufacturing / Mater. Sci. Technol. 2016. Vol. 32. N 7. P. 641 – 647.
7. Ригмант М. Б., Корх М. К., Давыдов Д. И. и др. Методы выявления мартенсита деформации в аустенитно-ферритных сталях / Дефектоскопия. 2015. № 10. С. 28 – 42.
8. Литовченко И. Ю., Тюменцев А. Н., Аккузин С. А. и др. Особенности мартенситных превращений и эволюция метастабильной аустенитной стали в процессе интенсивной пластической деформации кручением под давлением / Физическая мезомеханика. 2016. Т. 117. № 8. С. 875 – 884.
9. Меринов П. Е., Мазепа А. Г. Определение мартенсита деформации в сталях аустенитного класса магнитным методом / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1997. Т. 63. № 3. С. 47 – 49.
10. Wasnik D. N., Gopalakrishnan I. K., Yakhmi J. V., et al. Cold rolled texture and microstructure in types 304 and 316L austenitic stainless steel / ISIJ International. 2003. Vol. 43. N 10. P. 1581 – 1589. DOI: 10.2355/isijinternational.43.1581
11. Shakhova I., Dudko V., Belyakov A., et al. Effects of large strain cold rolling and subsequent annealing on microstructure and mechanical properties of an austenitic stainless steel / Material Science and Engineering. 2012. Vol. 545. P. 176 – 186. DOI: 10.1016/j.msea.2012.02.101
12. Толмачев И. И. Магнитные методы контроля и диагностики: учебное пособие. — Томск: Изд-во ТПУ, 2008. — 216 с.
13. Новиков В. Ф., Яценко Т. А., Бахарев М. С. Зависимость коэрцитивной силы малоуглеродистых сталей от одноосных напряжений (часть 1) / Дефектоскопия. 2001. № 11. С. 51 – 57.
14. Горкунов Э. С., Задворкин С. М., Митропольская С. Ю. и др. Изменение магнитных свойств метастабильной аустенитной стали при упругопластическом деформировании / Метод. 2009. № 9. С. 15 – 21.
15. Deryagin A. I., Zavalishin V. A., Sagaradze V. V., et al. Effect of composition and temperature on the redistribution of alloying elements in Fe-Cr-Ni alloys during cold / The Physics of Metals and Metallography. 2008. Vol. 106. N 3. P. 291 – 301. DOI: 10.1134/S0031918X08090093
16. Горкунов Э. С., Задворкин С. М., Путилова Е. А. Оценка приложенных напряжений при упругопластической деформации одноосным растяжением двухслойного композиционного материала «сталь ст3 — сталь 08Х18Н10Т» магнитными методами / Дефектоскопия. 2012. № 8. С. 64 – 76.
17. Агиней Р. В., Теплинский Ю. А., Кузьбожев А. С. и др. Применение магнитного метода для оценки напряженного состояния стальных конструкций / ВСТУ. 2004. № 27. С. 95 – 97.
18. Putilova E. A., Zadvorkin S. M., Gorkunov E. S. Studying the effect of plastic deformation on the mechanical and magne-

tic characteristics of high-strength bimetal materials intended for use in the arctic climate / *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2018. Vol. 6. P. 136 – 148. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.136-148

19. **Преображенский А. А.** Магнитные материалы и элементы: учеб. для вузов. — М.: Высшая школа, 1976. — 336 с.

REFERENCES

1. **Kablov E. N.** Present and future of additive technologies / *Met. Evrazii*. 2017. N 1. P. 2 – 6 [in Russian].
2. **Zhukov V. V., Grigorenko G. M., Shapovalov V. A.** Additive manufacturing of metal products (review) / *Avtom. Svarka*. 2016. N 5 – 6. P. 148 – 153 [in Russian].
3. **Alhakeem M. M., Mollamahmutoglu M., Yilmaz O., et al.** A deposition strategy for Wire Arc Additive Manufacturing based on temperature variance analysis to minimize overflow and distortion / *Journal of Manufacturing Processes*. 2023. Vol. 85. P. 1208 – 1220. DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.11.006
4. **Kabaldin Yu. G., Anosov M. S., Ryabov D. A., et al.** Investigation of the influence of 3D printing modes on the structure and cold resistance of 08Mn2Si steel / *Vestn. Magnitogorsk. Gos. Tekhn. Univ. im. G. I. Nosova*. 2021. Vol. 19. N 4. P. 64 – 70 [in Russian]. DOI: 10.18503/1995-2732-2021-19-4-64-70
5. **Korzhik V. N., Khaskin V. Yu., Tkachuk V. I., et al.** Three-dimensional printing of metal volumetric products of complex shape based on welding plasma-arc technologies / *Avtom. Svarka*. 2016. N 5 – 6. P. 127 – 134 [in Russian].
6. **Williams S. W., Martina F., Addison A. C., et al.** Wire + Arc Additive Manufacturing / *Mater. Sci. Technol*. 2016. Vol. 32. N 7. P. 641 – 647.
7. **Rigmant M. B., Korkh M. K., Davydov D. I., et al.** Methods for detecting deformation martensite in austenitic-ferritic steels / *Defektoskopiya*. 2015. N 10. P. 28 – 42 [in Russian].
8. **Litovchenko I. Yu., Tyumentsev A. N., Akkuzin S. A., et al.** Features of martensitic transformations and evolution of metastable austenitic steel in the process of intensive plastic deformation by torsion under pressure / *Fiz. Mezomekh*. 2016. Vol. 117. N 8. P. 875 – 884 [in Russian].
9. **Merinov P. E., Mazepa A. G.** Determination of deformation martensite in austenitic class steels by magnetic method / *Zavod. Lab. Diagn. Mater*. 1997. Vol. 63. N 3. P. 47 – 49 [in Russian].
10. **Wasnik D. N., Gopalakrishnan I. K., Yakhmi J. V., et al.** Cold rolled texture and microstructure in types 304 and 316L austenitic stainless steel / *ISIJ International*. 2003. Vol. 43. N 10. P. 1581 – 1589. DOI: 10.2355/isijinternational.43.1581
11. **Shakhova I., Dudko V., Belyakov A., et al.** Effects of large strain cold rolling and subsequent annealing on microstructure and mechanical properties of an austenitic stainless steel / *Material Science and Engineering*. 2012. Vol. 545. P. 176 – 186. DOI: 10.1016/j.msea.2012.02.101
12. **Tolmachev I. I.** Magnetic methods of control and diagnostics: textbook. — Tomsk: Izd. TPU, 2008. — 216 p. [in Russian].
13. **Novikov V. F., Yatsenko T. A., Bakharev M. S.** Dependence of coercive force of low-carbon steels on uniaxial stresses (part 1) / *Defektoskopiya*. 2001. N 11. P. 51 – 57 [in Russian].
14. **Gorkunov E. S., Zadvorkin S. M., Mitropolskaya S. Yu.** Changing the magnetic properties of metastable austenitic steel under elastic-plastic deformation / *MiTOM*. 2009. N 9. P. 15 – 21 [in Russian].
15. **Deryagin A. I., Zavalishin V. A., Sagaradze V. V., et al.** Effect of composition and temperature on the redistribution of alloying elements in Fe-Cr-Ni alloys during cold / *The Physics of Metals and Metallography*. 2008. Vol. 106. N 3. P. 291 – 301. DOI: 10.1134/S0031918X08090093
16. **Gorkunov E. S., Zadvorkin S. M., Putilova E. A.** Evaluation of applied stresses during elastic-plastic deformation by uniaxial stretching of a two-layer composite material “steel St3 – steel 08Cr18Ni10Ti” by magnetic methods / *Defektoskopiya*. 2012. N 8. P. 64 – 76 [in Russian].
17. **Aginei R. V., Teplinskii Yu. A., Kuz’bozhev A. S., et al.** Application of the magnetic method for assessing the stress state of steel structures / *VSGTU*. 2004. N 27. P. 95 – 97 [in Russian].
18. **Putilova E. A., Zadvorkin S. M., Gorkunov E. S.** Studying the effect of plastic deformation on the mechanical and magnetic characteristics of high-strength bimetal materials intended for use in the arctic climate / *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2018. Vol. 6. P. 136 – 148. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.136-148
19. **Preobrazhensky A. A.** Magnetic materials and elements: textbook for universities. — Moscow: Vysshaya shkola, 1976. — 336 p. [in Russian].