



Фрезерование заготовки из аустенитной нержавеющей стали AISI 321,  
наплавленной методом проволочно-дугового аддитивного  
производства (WAAM)

Цинжун Чжан<sup>1, a</sup>, Василий Клименов<sup>1, b, \*</sup>, Виктор Козлов<sup>1, c</sup>, Дмитрий Чинахов<sup>2, d</sup>,  
Цзэли Хань<sup>1, e</sup>, Мэнсюй Ци<sup>1, f</sup>, Цзэжу Дин<sup>1, g</sup>, Мэнхуа Пань<sup>1, h</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0009-0002-7820-1227>, cinzhun1@tpu.ru; <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7583-0170>, klimenov@tpu.ru;  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>, kozlov-viktor@bk.ru; <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4319-7945>, chinakhov@corp.nstu.ru;  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6502-6541>, hanzelizy@gmail.com; <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3738-0193>, mensyuy1@tpu.ru;  
<sup>g</sup> <https://orcid.org/0009-0009-6303-7453>, czezhu1@tpu.ru; <sup>h</sup> <https://orcid.org/0009-0004-1128-9935>, menhua1@tpu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.754.3; 621.914.1

История статьи:

Поступила: 28 мая 2025

Рецензирование: 18 июня 2025

Принята к печати: 06 октября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Аддитивное производство дуговым наплавлением проволокой  
Холодный перенос металла  
Аустенитная нержавеющая сталь ER321  
Микроструктура  
Механическое свойство  
Сила фрезерования  
Шероховатость

Благодарности

В работе для исследований было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Структура, механические и физические свойства материалов» Новосибирского государственного технического университета.

**Для цитирования:** Фрезерование заготовки из аустенитной нержавеющей стали AISI 321, наплавленной методом проволочно-дугового аддитивного производства (WAAM) / Ц. Чжан, В.А. Клименов, В.Н. Козлов, Д.А. Чинахов, Ц. Хань, М. Ци, Ц. Дин, М. Пань // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 62–79. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-62-79.

АННОТАЦИЯ

**Введение.** Проволочно-дуговое аддитивное производство (WAAM) благодаря своей характеристике «проектирование как производство» постепенно становится одной из перспективных технологий. Однако в настоящее время отсутствуют сравнительные исследования микроструктуры и механических свойств наплавленных образцов из аустенитной нержавеющей стали на различных участках, а также недостаточно изучена их обрабатываемость. **Цель работы.** Сравнение микроструктуры и механических свойств образцов из аустенитной нержавеющей стали ER321 (аналоги – AISI 321, 08X18H10T), полученных методом WAAM, на различных участках и оценка их обрабатываемости по величине составляющих силы резания при концевом фрезеровании и шероховатости обработанной поверхности. **В работе исследованы** свойства и микроструктура образцов, полученных проволочно-дуговой аддитивной технологией, измерены силы фрезерования. Установлено влияние подачи на составляющие силы резания и шероховатость обработанных поверхностей при встречном фрезеровании образцов из стали ER321 концевыми фрезами из твердого сплава ВК10 диаметром 12 мм с износостойким покрытием AlTiN, нанесенным методом физического осаждения из паровой фазы (PVD). **Методы исследования.** С использованием микрорентгеноспектрального анализа определялись содержание элементов и схема затвердевания в различных участках образцов. Металлографическим методом исследовалась микроструктура образцов. В результате испытаний на растяжение были получены диаграммы растяжения, а также измерялась микротвердость образцов. По сравнению с закономерностью при встречном фрезеровании прокатанных образцов была установлена закономерность изменения сил резания и шероховатости поверхности в зависимости от величины подачи при фрезеровании наплавленных образцов. **Результаты и обсуждение.** При наплавке на нижнем участке образца первично выделяется феррит червеобразной формы, а на остальных участках – аустенит, в котором феррит имеет дендритную форму. Значения микротвердости наплавленных и прокатанных образцов близки и составляют около 230 HV<sub>0,1</sub>. Предел прочности на растяжение прокатанных образцов составляет 666 МПа, что примерно на 40 МПа выше, чем у наплавленных образцов. При фрезеровании наплавленных образцов боковая сила, действующая перпендикулярно направлению подачи, больше, а качество обработанной поверхности хуже. При большой минутной подаче при фрезеровании наплавленных образцов сила подачи, действующая в направлении подачи, больше, чем у прокатанных образцов.

\*Адрес для переписки

Клименов Василий Александрович, д.т.н., профессор  
Национальный исследовательский Томский  
политехнический университет,  
пр. Ленина, 30,  
634050, г. Томск, Россия  
Тел.: +7 913 850-44-51, e-mail: [klimenov@tpu.ru](mailto:klimenov@tpu.ru)

## Введение

Аддитивное производство изделий с применением дуговой наплавки проволокой (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM) благодаря высокой скорости наплавки (до 800 г/мин) и низкой себестоимости (на порядок дешевле использования порошка) демонстрирует значительные преимущества в области быстрого прототипирования, в едином формировании сложных структур и изготовлении специальных функциональных материалов по требованию, что делает ее основным направлением развития аддитивного производства (Additive Manufacturing, AM) [1–7]. Среди способов дуговой наплавки технология холодного переноса металла (Cold Metal Transfer, CMT) наиболее интересна благодаря управлению короткими замыканиями, поэтому она значительно снижает требуемое тепловложение и способствует измельчению зерен, что делает ее наиболее используемой для WAAM при невысоких требованиях к точности размеров и шероховатости поверхности, получаемых непосредственно в процессе синтеза заготовки [6, 7].

Аустенитная нержавеющая сталь благодаря высокой пластичности, превосходной прочности и хорошей коррозионной стойкости стала предпочтительным материалом для аддитивного производства в инженерных и медицинских областях [8]. Однако из-за высокой сложности тепловых процессов в аддитивном производстве микроструктура и механические свойства напечатанных деталей из аустенитной нержавеющей стали становятся сложными для прогнозирования. Например, в образцах из нержавеющей стали AISI 308LSi, полученных послойной электродуговой наплавкой в среде аргона с использованием графитовых ограничителей, наблюдается более равномерный рост элементов структуры и увеличение твердости за счет более активной диффузии  $\delta$ -феррита в аустенит в среднем на 12 % [9]. Различия в условиях охлаждения приводят к тому, что разница пределов прочности на растяжение между верхней и нижней частями образцов из нержавеющей стали AISI 304 составляет до 10 % [10]. Направленная теплопередача вызывает различие в 10 % предела прочности на растяжение в разных направлениях у нержавеющей стали AISI 316L [11].

Кроме того, качество поверхности деталей, полученных методом AM, особенно методом WAAM, низкое. Высокое тепловложение приводит к нестабильности и растеканию сварочной ванны, а также сопровождается проблемой прилипания капель расплава к поверхности материала заготовки. Неровность боковой поверхности изделия, очерченной сварными валиками, составляет значительную величину, достигая 1,06 мм [12]. Таким образом, для повышения качества поверхности деталей требуется последующая механическая обработка [13]. Более того, при обработке нержавеющей стали высокая пластичность приводит к выраженному деформационному упрочнению обработанной поверхности, а также вызывает такие технологические проблемы, как адгезионное налипание прирезцовой поверхности стружки на поверхность инструмента, появление на ней нароста и микrorаковины в обработанной поверхности.

В работе [14] исследовались сила резания и качество обработанной поверхности образцов из стали 316L, полученных методом лазерного спекания порошка при различных параметрах печати; в работе [15] – сила резания и качество поверхности образцов, изготовленных методом лазерной наплавки порошка, при различных скоростях фрезерования. Ни в одной из указанных работ не проводилось сравнение с традиционными прокатанными образцами. В аддитивном производстве методом наплавки проволокой часто используется проволока производства КНР, поэтому важно сравнить образцы, полученные в России и в КНР, учитывая особенности процесса синтеза образцов в КНР и разницу в химическом составе исходной проволоки.

Исходя из вышеизложенного и в связи с тем, что в настоящее время основное внимание уделяется исследованию обрабатываемости никелевых жаропрочных сплавов и титановых сплавов методами AM, тогда как данные по обрабатываемости аустенитных нержавеющих сталей остаются недостаточными [16], существует необходимость в исследовании обрабатываемости заготовок из аустенитной нержавеющей стали, особенно изготовленных методом WAAM, в сравнении с прокатанными образцами.

**Цель данной работы** состоит в определении структуры и механических свойств на различных участках наплавленного образца, изго-

твленного методом WAAM, а также в оценке обрабатываемости наплавленного образца по сравнению с прокатанным. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- определение схемы затвердевания по химическому составу на различных участках наплавленного образца;
- исследование зависимости механических свойств (твердости, предела прочности, относительного удлинения) от микроструктуры в разных участках наплавленного образца;
- сравнение закономерностей изменения сил резания и шероховатости поверхности в зависимости от минутной подачи при фрезеровании наплавленного и прокатанного образцов.

## Обозначения

$\lambda$  – теплопроводность, Вт/(м·°C);

$C$  – теплоемкость, Дж/(кг·K);

$\gamma$  – аустенитная фаза;

$\delta$  – ферритная фаза;

$L$  – жидкость;

масс. % – массовая доля, %;

$\gamma_\phi$  – передний угол фрезы, град.;

$\alpha_\phi$  – задний угол фрезы, град.;

$z$  – количество зубьев фрезы, шт.;

$B$  – ширина фрезерования, мм;

$t$  – глубина фрезерования, мм;

$S_m$  – минутная подача, мм/мин;

$S_z$  – подача на зуб, мм/мин;

$n$  – частота вращения фрезы, об/мин;

$v$  – скорость резания, мм/мин;

$\psi$  – центральный угол, указывающий угловое положение вершины режущей кромки зуба фрезы от точки врезания в заготовку до текущего ее положения при встречном фрезеровании, град.;

$Ph(Fx)$  – сила подачи, Н. Направлена вдоль линии действия минутной подачи. При использовании схемы встречного фрезерования направлена на заготовку в противоположном направлении вектора минутной подачи. При использовании схемы попутного фрезерования направлена на заготовку и совпадает с направлением вектора минутной подачи;

$Pv(Fy)$  – боковая сила, Н. Направлена перпендикулярно линии действия минутной подачи;

$Px(Fz)$  – осевая сила, Н. Направлена вдоль оси фрезы;

$Py$  – радиальная сила, Н. Направлена перпендикулярно вектору скорости резания и направле-

на от оси вращения к рассматриваемой точке на режущей кромке;

$Pz$  – тангенциальная сила, Н. Совпадает с направлением вектора скорости резания;

$N$  – нормальная сила, Н. Действует от поверхности резания на заднюю поверхность режущего клина;

$Phv$  – суммарная сила  $Ph$  и  $Pv$ , Н.  $Phv = (Ph^2 + Pv^2)^{1/2}$ ;

$Pyz$  – суммарная сила  $Py$  и  $Pz$ , Н.  $Pyzv = (Py^2 + Pz^2)^{1/2}$ ;

$T$  – температура, °C;

$Ra$  – шероховатость, мкм. Это среднее арифметическое из абсолютных значений отклонений профиля поверхности в пределах базовой длины;

$Pcy$  – суммарная сила фрезерования, Н.  $Pcy = (Ph^2 + Pv^2 + Px^2)^{1/2}$ ;

$h_{\text{вы}}$  – высота выступа, не удаленного фрезой, мкм.

## Методика исследований

Образец размерами 194×80×34 мм был наплавлен методом WAAM + СМТ с использованием робота KUKA R1810 и источника питания сварки Fronius TPS 400i. С целью обеспечения отсутствия коробления наплавленного образца в процессе печати была выбрана более дешевая сталь марки Q235B (аналог: Ст3кп) в качестве подложки, так как структура и механические свойства наплавляемого образца могут измениться только из-за разницы теплопроводности  $\lambda$  и, в меньшей степени, удельной теплоемкости  $C$  подложки по сравнению с наплавляемым металлом [17]. Разница удельной теплоемкости практически нет ( $C_{Q235B} = 498$  Дж/(кг·K),  $C_{ER321(AISI 321)} = 494$  Дж/(кг·K)). Несмотря на большую разницу теплопроводности при температуре 200 °C ( $\lambda_{Q235B} = 54$  Вт/(м·°C),  $\lambda_{ER321(AISI 321)} = 18$  Вт/(м·°C)), это может быть значимо только для первых двух-трех слоев наплавляемого образца, а в дальнейшем влияние практически отсутствует из-за высокой температуры наплавляемых слоев и достаточно большой толщины слоев, служащих своеобразным тепловым барьером, поэтому влияние теплопроводности подложки практически отсутствует при отдалении от подложки [10, 18]. К тому же получение заготовки при аддитивных технологиях WAAM

всегда выполняется на подложке, для которой обычно выбирают более дешевую и распространенную сталь, как, например, Ст3кп. Толщина подложки составляет 10 мм, чтобы обеспечить достаточную ее жесткость и предотвратить деформацию при печати.

В качестве защитного газа была выбрана смесь, состоящая из 98 % Ar и 2 % CO<sub>2</sub>. Применили аустенитную нержавеющую сварочную проволоку ER321 (российский аналог: 08Х18Н10Т) диаметром 1,2 мм. Для обеспечения научной обоснованности и сопоставимости результатов исследования в качестве контрольной группы использовался прокат той же марки. Химические составы проволоки, подложки и проката представлены в табл. 1.

Табл. 2 содержит параметры наплавки при изготовлении образца. Внешний вид и модель установки наплавки приведены на рис. 1.

Образцы подвергались травлению смесью, состоящей из 67 масс. % концентрированной азотной кислоты HNO<sub>3</sub> и 33 масс. % соляной кислоты HCl, после чего проводились микроструктурные исследования на оптическом микроскопе

Axio Observer A1m. Содержание феррита в образцах было определено с помощью программы ImageJ на основе фотографий их микроструктуры. Для проведения микрорентгеноспектрального анализа различных участков использовалась система с электронным и сфокусированным пучками Quanta 200 3D. Назначение различных частей и схема вырезки образца представлены на рис. 2, б. Среди них ось OX ориентирована вдоль направления сканирования при наплавке, ось OY – в поперечном направлении, а ось OZ – вдоль перемещения при наплавке следующего слоя. Измерение твердости проводилось на универсальном микротвердомере Durascan-10 (компания EMCO TEST, Австрия) при нагрузке 0,1 кгс и времени выдержки 10 с.

Испытания на растяжение выполнялись на испытательной установке МИМ.4 со скоростью растяжения 2 мм/мин. Размеры образцов толщиной 2 мм представлены на рис 2, в. Несмотря на то что процесс фрезерования затрагивает высокоскоростную деформацию материала, диаграммы растяжения при комнатной температуре в определенной степени отражают механиче-

Таблица 1  
Table 1

**Химический состав проволоки, подложки и проката**  
**Chemical composition of the wire, substrate, and rolled product**

Материал / Material	Массовая доля химических элементов, % / Mass fraction of chemical elements, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti
Проволока / Wire	0,06	0,49	1,52	0,021	0,002	18,9	9,08	0,08	0,13	0,17
Подложка / Substrate	0,18	0,16	0,45	0,019	0,019					
Прокат / Rolled products	0,08	0,45	1,51	0,023	0,002	18,2	9,12	0,05		0,16

Таблица 2  
Table 2

**Параметры наплавки WAAM + CMT**  
**WAAM + CMT Process Parameters**

Скорость подачи проволоки, м/мин / Wire feed speed, m/min	4,5	Поток защитного газа, л/мин / Shielding gas flow rate, L/min	20
Скорость печати, м/мин / Printing speed, m/min	0,6	Напряжение, В / Voltage, V	19,1
Контролируемая температура, °C / Controlled temperature, °C	200	Ток, А / Current, A	121

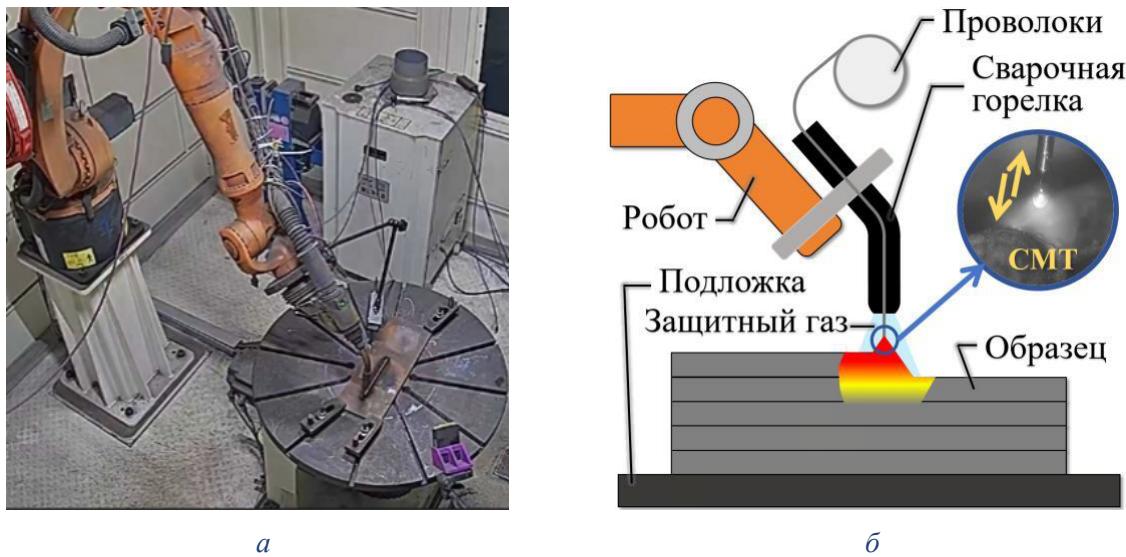


Рис. 1. Внешний вид (а) и модель (б) установки для WAAM + CMT  
Fig. 1. Appearance (a) and model (б) of the WAAM + CMT setup

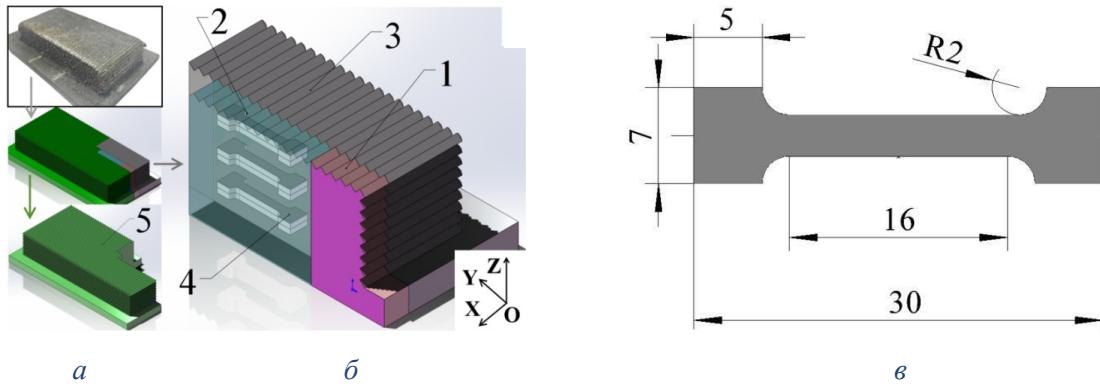


Рис. 2. Фотография наплавленного образца (а), схема вырезки образцов на растяжение (б) и размеры образцов (мм) для растяжения, толщина 2 мм (в):  
1 – для металлографических наблюдений; 2 – для получения образцов на растяжение; 3 – для проведения фрезерных экспериментов; 4 – образцы для растяжения; 5 – другое  
Fig. 2. Photograph of the deposited sample (a), designation of each part (б), and dimensions (mm) of the tensile specimens (в):  
1 – for metallographic observations; 2 – for obtaining tensile test specimens; 3 – for milling experiments; 4 – for tensile test specimens; 5 – other

ские свойства материала при высокоскоростной деформации [19]. Поэтому в данной работе не проводились испытания на растяжение при высокоскоростной деформации.

Позиции для металлографического наблюдения, отбора образцов на растяжение и измерения твердости на нижнем участке наплавленного образца находятся на расстоянии 3 мм от подложки; на верхнем участке – на расстоянии 3 мм от верхней поверхности.

Образец фрезеровался на станке с ЧПУ EMCO CONCEPT Mill 155 (EMCO, Австрия).

Фотография крепления образца при фрезеровании приведена на рис. 3, а. Устройство 1 представляет собой трехкомпонентный динамометр модели Kistler 9257 ВА (Швейцария), который измеряет три составляющие силы фрезерования: силу подачи  $F_x = Ph$ , действующую в направлении минутной подачи  $s_m$ ; боковую силу  $F_y = Pv$ , действующую перпендикулярно направлению подачи  $s_m$ ; осевую силу  $F_z = Px$ , действующую вдоль оси фрезы (рис. 3, б). В программном обеспечении динамометра Kistler 9257 В направления осей  $F_x$ ,  $F_y$  и  $F_z$  соответствуют направлениям

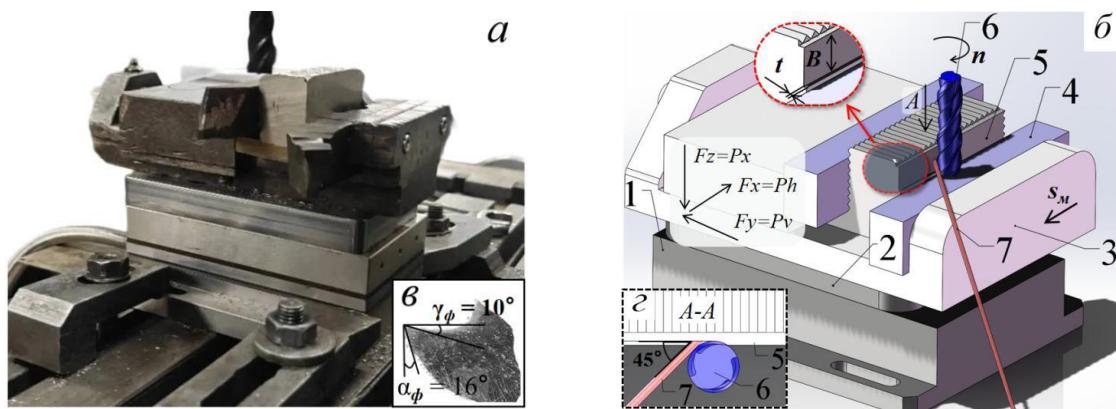


Рис. 3. Внешний вид (а) и модель (б) установки динамометра, фрезы и образца, геометрические параметры зуба фрезы в главной секущей плоскости (в) и расположение луча инфракрасного термометра, образца и фрезы при взгляде в направлении стрелки *A*, где *B* – ширина фрезерования; *t* – глубина фрезерования; *n* – частота вращения фрезы;  $s_m$  – минутная подача (г)

Fig. 3. Appearance (a) and model (b) of the dynamometer, milling cutter, geometric parameters of the milling cutter tooth in the major reference plane (v) and arrangement of the infrared thermometer beam, sample, and end mill when viewed in the direction of arrow *A*, where *B* is the milling width; *t* is the milling depth; *n* – spindle speed;  $s_m$  – table feed (g)

сил, действующих при продольной токарной обработке. Чувствительность динамометра при выбранном диапазоне величин сил  $F_x(Ph)$ ,  $F_y(Pv)$  и  $F_z(Px)$  составляет 7,5 Н, погрешность измерения  $\pm 0,005\%$ .

Плита 2 используется для установки и крепления тисков 3 на динамометре 1. Деталь 4 соединена винтами с губкой тисков 3 и имеет неглубокий длинный паз, в который вставляется образец для предотвращения смещения наплавленного и прокатанного образца 5 с размерами  $80 \times 35 \times 34$  мм вдоль губок тисков от силы подачи  $Ph$  при большой величине подачи. Направление прокатки прокатанного образца устанавливается параллельно направлению минутной подачи  $s_m$ .

Твердосплавная концевая фреза 6 диаметром 12 мм с четырьмя зубьями и углом подъема винтовой канавки  $35^\circ$  изготовлена из материала BK10 с нанесенным покрытием AlTiN методом физического осаждения из паровой фазы (PVD). Величины переднего  $\gamma_\phi$  и заднего  $\alpha_\phi$  углов показаны на рис. 3, в. Обозначенный под номером 7 лучевой путь одноточечного инфракрасного термометра YCR-D2080AR (Wuxi Youtian Environmental Technology, Китай) расположен по касательной к фрезе и образует угол в  $45^\circ$  с обработанной поверхностью (рис. 3, г). Точка измерения температуры  $T$  расположена на средней высоте обработанной поверхности. Коэффициент излучения термометра установлен 0,39.

Шероховатость  $Ra$  измерялась с использованием профилометра ЛТАТР200 (ЛТА, Китай) на средней высоте вертикальной обработанной поверхности (ширины фрезерования *B*). Результат представляет собой среднее значение трех измерений. Обработанная поверхность наблюдалась микроскопом GP-304K (KSGAOPIN, Китай).

Результаты измерения сил  $Ph$ ,  $Pv$ ,  $Px$ , температуры поверхности резания  $T$  и шероховатости  $Ra$  представляют собой средние значения трех измерений. Режимы фрезерования приведены в табл. 3.

Для обеспечения практической значимости при фрезеровании на станках без ЧПУ выбраны параметры, широко используемые на таких станках. В данном исследовании применялась схема несимметричного встречного фрезерования, наиболее распространенная при черновой обработке поверхностей, имеющих неровности и неравномерный припуск, что характерно при механической обработке заготовок, полученных с использованием проволочной аддитивной технологии WAAM. Вылет фрезы всегда составлял 35 мм.

## Результаты и их обсуждение

Содержание элементов на различных участках наплавленного образца представлено в табл. 4. В процессе наплавки содержание

Таблица 3

Table 3

## Режимы фрезерования

## Milling modes

Параметр / Parameter	Минутная подача $s_m$ , мм/мин / Feed per minute $s_m$ , mm/min	Частота вращения $n$ , об/мин / Rotational speed $n$ , rpm	Ширина $B$ , мм / Width $B$ , mm	Глубина $t$ , мм / Depth $t$ , mm
Значение / Value	25, 50, 80, 125, 160, 200	315	7	1

Таблица 4

Table 4

## Данные микрорентгеноспектрального анализа различных участков наплавленного образца

## The data of micro-X-ray spectral analysis of various areas of the deposited sample

Участки наплавленного образца / Area of the deposited samples	Массовая доля химических элементов, % / Mass fraction of chemical elements, %						
	Cr	Ni	C	Si	Mn	Fe	Другие / Others
Нижнего / The lower	17,86	8,02	0,18	0,31	1,3	70,21	2,12
Среднего / The middle	18,75	9,18	0,05	0,51	1,61	68,33	1,57
Верхнего / The upper	18,97	9,12	0,06	0,53	1,62	68,14	1,56

углерода С на верхнем и среднем участках образца близко к его содержанию в исходной проволоке. Содержание углерода на нижнем участке образца имеет повышенное значение, что обусловлено диффузией углерода из подложки в нижний наплавленный слой. В результате диффузии высококонцентрированного железа Fe из подложки в наплавленный слой содержание хрома Cr и никеля Ni на нижнем участке наплавленного образца снижается.

На основе содержания элементов в аустенитной нержавеющей стали можно рассчитать соотношение эквивалента хрома  $Cr_{эк}$  к эквиваленту никеля  $Ni_{эк}$  по следующим формулам [22]:

$$Cr_{эк} = \text{масс. \% Cr} + \text{масс. \% Mo} + 1,5 \text{ масс. \% Si} + 0,5 \text{ масс. \% Nb}, \quad (1)$$

$$Ni_{эк} = \text{масс. \% Ni} + \text{масс. \% Mn} + 30 \text{ масс. \% C} + 30 \text{ масс. \% N}. \quad (2)$$

Это позволит определить схему затвердевания в различных участках наплавленного образца по формуле

Схема A ( $Cr_{эк} / Ni_{эк} < 1,25$ ):

$$: L \rightarrow (L + g) \rightarrow g,$$

Схема AF ( $1,25 < Cr_{эк} / Ni_{эк} < 1,48$ ):

$$: L \rightarrow (L + \gamma) \rightarrow (L + \gamma + \delta) \rightarrow (\gamma + \delta), \quad (3)$$

Схема FA ( $1,48 < Cr_{эк} / Ni_{эк} < 1,95$ ):

$$: L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow (L + \delta + \gamma) \rightarrow (\delta + \gamma),$$

Схема F ( $Cr_{эк} / Ni_{эк} > 1,95$ ):

$$: L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow \delta,$$

где  $Cr_{эк} / Ni_{эк}$  – соотношение эквивалента хрома и эквивалента никеля, масс. % – массовая доля элемента. При разных схемах затвердевания порядок выделения аустенита  $\gamma$  и феррита  $\delta$  различен.

Несмотря на то что формула (3) не учитывает влияния скорости охлаждения, она обладает определенной степенью достоверности [23]. Результаты расчета  $Cr_{эк} / Ni_{эк}$  на разных участках представлены в табл. 5.

Поскольку содержание элемента Ti невелико, а его влияние на схему затвердевания относительно слабое, то оно не учитывалось при

### Соотношение эквивалентов хрома и никеля различных участков наплавленного образца

### Ratio of equivalents of chromium and nickel of various areas of the deposited sample

Участки наплавленного образца / Area of the deposited samples	Хром эквивалентный $\text{Cr}_{\text{эк}} / \text{Chromium equivalent Cr}_{\text{eq}}$	Никель эквивалентный $\text{Ni}_{\text{эк}} / \text{Nickel equivalent Ni}_{\text{eq}}$	Соотношение $\text{Cr}_{\text{эк}} / \text{Ni}_{\text{эк}} / \text{Cr}_{\text{eq}} / \text{Ni}_{\text{eq}}$ ratio
Нижнего / The lower	18,32	14,07	1,30
Среднего / The middle	19,51	11,49	1,70
Верхнего / The upper	19,77	11,73	1,69

расчетах. Согласно результатам, приведенным в табл. 5 и формуле (2), схема затвердевания на верхнем и среднем участке образца соответствует типу *AF*, а на нижнем участке – типу *F4*. Изменение схемы затвердевания на нижнем участке обусловлено диффузией углерода, являющегося стабилизатором аустенита, из подложки в наплавленный слой.

Микроструктура наплавленного образца на нижнем участке представлена на рис. 4, *a*, где феррит имеет червеобразную форму, что характерно для схемы затвердевания *AF* [22]. В схеме затвердевания *AF* содержание феррита изначально невелико. Более того, так как скорость охлаждения при наплавке высокая и охлаждение вблизи подложки происходит быстро, в процессе эвтектической реакции диффузия углерода в наплавленном слое подавляется. Это приводит к тому, что выделение феррита дополнитель но снижается, а его содержание уменьшается. Кроме того, атомы углерода из подложки дифундируют в наплавленный слой, увеличивая содержание углерода на нижнем участке, что повышает прочность этого участка.

На среднем участке наплавленного образца (рис. 4, *b*) наблюдается дендритный феррит. На этом участке многократные термические циклы обусловливают диффузию элементов, способствующих образованию феррита, что приводит к увеличению толщины феррита и достижению его максимального содержания [23].

На верхнем участке наплавленного образца (рис. 4, *c*) из-за меньшего числа термических циклов диффузия элементов, способствующих образованию феррита, является недостаточной, что приводит к формированию более мелких ферритных фаз. Однако общее содержание феррита при этом не снижается и остается на вы-

соком уровне. Мелкий и плотно расположенный феррит препятствует скольжению дислокаций на границах фаз, что повышает твердость данного участка. При этом ограниченное число термических циклов приводит к недостаточной переплавке верхнего участка и образованию большого количества пор, что снижает прочность этого участка, но увеличивает относительное удлинение.

На краевом участке наплавленного образца (рис. 4, *d*) наблюдается микроструктура, схожая с микроструктурой на верхнем участке. Содержание феррита и твердость также находятся на уровне, близком к значениям на верхнем участке, и остаются высокими. Формирование такой микроструктуры в основном обусловлено более высокой скоростью охлаждения. Кроме того, площадь областей с различными микроструктурными характеристиками на краевом участке оказывается недостаточной для вырезки образцов, соответствующих стандартным размерам испытаний на растяжение, поэтому на краевом участке такое испытание не проводится.

В прокатанном образце (рис. 4, *d*) феррит имеет более мелкую структуру и меньшее содержание. Его морфология вытянута вдоль направления прокатки. Твердость прокатанного образца близка к значениям верхних и крайних участков наплавленного образца. Прочность и относительное удлинение у прокатанного образца выше.

Как показано в табл. 6 и на рис. 5, за исключением нижнего участка наплавленного образца, остальные участки демонстрируют определенные различия в микроструктуре и механических свойствах. Это близко к результатам, полученным при электронно-лучевом наплавлении проволокой [10]. Однако эти различия невелики и не

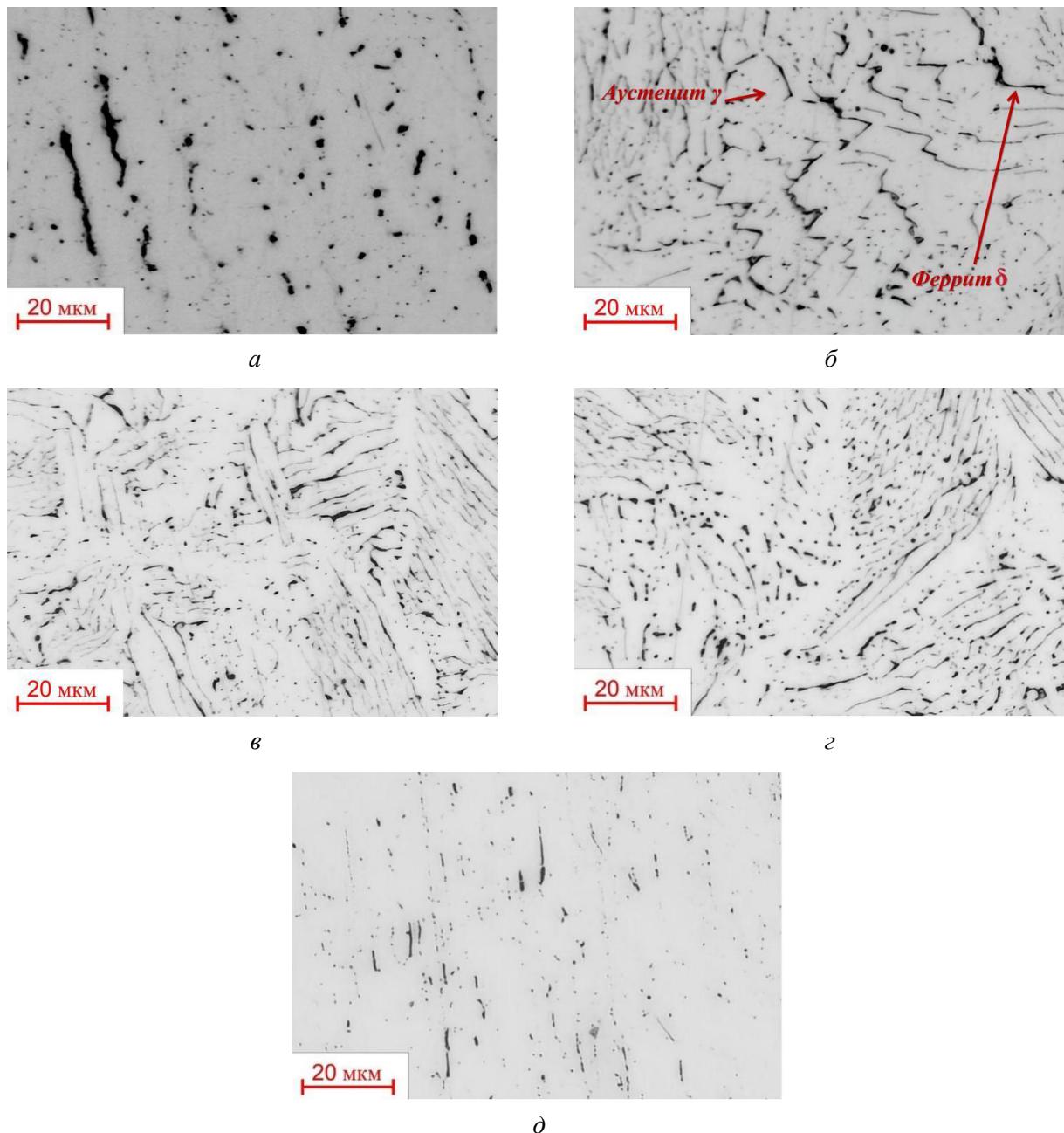


Рис. 4. Микроструктуры нижнего (а), среднего (б), верхнего (в) и краевого (г) участка наплавленного образца и прокатанного образца (д)

Fig. 4. Microstructures of the bottom (a), middle (б), top (в), and edge (г) regions of the deposited sample and the rolled sample (д)

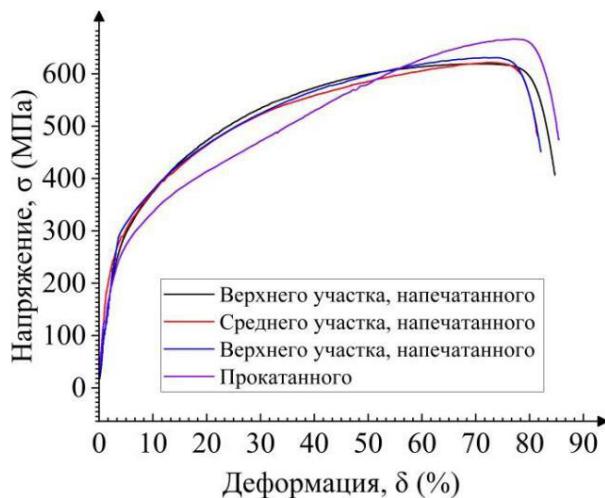
оказывают существенного влияния на обрабатываемость при фрезеровании. Поэтому в данной работе не проводилось отдельное исследование обрабатываемости по фрезерованию для различных участков. Нижний участок наплавленного образца удаляется одновременно с подложкой электроэрозионным станком, а электроэрозионная резка не относится к исследуемой технологии в данной работе, поэтому обрабатываемость по фрезерованию наплавленного

образца на нижнем участке не включена в данную работу.

На рис. 6 представлены основные параметры на поперечном сечении фрезы и образца при встречном фрезеровании (вид сверху). Значения  $s_m$ ,  $n$ ,  $P_h$  и  $P_v$  соответствуют указанным на рис. 3. Центральный угол  $\psi$  показывает угловое положение зуба фрезы относительно точки его врезания в заготовку;  $v$  обозначает скорость резания;  $a_i$  – толщину среза;  $P_z$  – тангенциальную силу,

**Твердость и содержание феррита исследованных образцов**  
**Hardness and ferrite content of the studied samples**

	Наплавленного / Deposited				Прокатанного / Rolled
	На нижнем участке / In the lower area	На среднем участке / In the middle area	На верхнем участке / In the upper area	На краевом участке / In the peripheral area	
Твердость HV <sub>0,1</sub> / Hardness HV <sub>0,1</sub>	226,7 ± 4,6	227,6 ± 5,3	231,4 ± 9,2	230,1 ± 4,1	230 ± 3,1
Содержание феррита φ <sub>δ</sub> , % / Ferrite content φ <sub>δ</sub> , %	5,8 ± 1,4	17,56 ± 5,2	16,21 ± 4,8	15,89 ± 6,3	3,2 ± 1,2



a

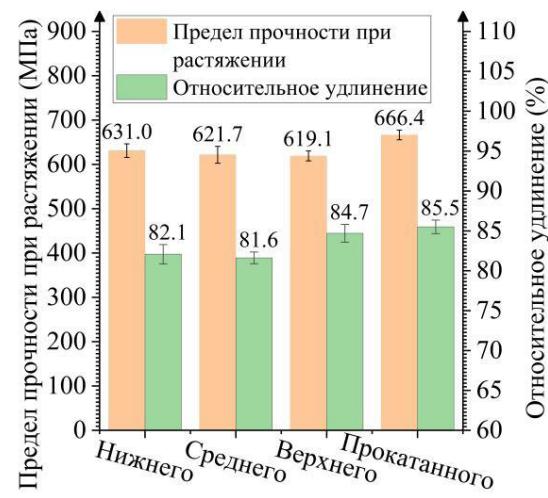


Рис. 5. Диаграммы растяжения (а), прочности и относительные удлинения (б) наплавленного и прокатанного образцов

Fig. 5. Tensile stress-strain diagrams, ultimate tensile strengths, and percent elongations of the deposited and rolled samples

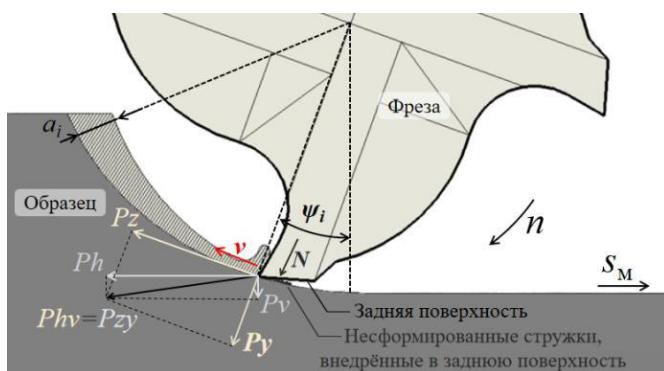


Рис. 6. Направление сил Ph, Pv, Pz и Py при встречном фрезеровании

Fig. 6. Direction of forces Ph, Pv, Pz, and Py in conventional milling

действующую на режущую кромку вдоль направления скорости резания  $v$ ;  $P_y$  – радиальную силу, действующую на режущую кромку перпендикулярно направлению скорости резания  $v$ .

Значения  $P_z$  и  $P_y$  определены по следующим формулам с небольшим упрощением на основе геометрических соотношений:

$$P_z = Ph \cos \psi - Pv \sin \psi, \quad (4)$$

$$P_y = Ph \sin \psi + Pv \cos \psi. \quad (5)$$

$N$  обозначает нормальную силу, действующую на заднюю поверхность режущей кромки, которая возникает вследствие несформированных стружек, внедренных в эту поверхность, и является составляющей радиальной силы  $P_y$ .

Скорость резания  $v$ , толщина среза  $a_i$ , тангенциальная сила  $P_z$  и радиальная сила  $P_y$  изменяются в зависимости от центрального угла  $\psi$ . Силы  $P_{hv}$  представляют собой результирующую силу  $P_h$  и  $P_v$ , а силы  $P_{zy}$  – результирующую силу  $P_z$  и  $P_y$ . Значения  $P_{hv}$  и  $P_{zy}$  равны и рассчитываются по формулам

$$P_{hv} = \sqrt{P_h^2 + P_v^2}, \quad (6)$$

$$P_{zy} = \sqrt{P_z^2 + P_y^2}. \quad (7)$$

Суммарная сила  $P_{cy}$  рассчитывается по формуле

$$P_{cy} = \sqrt{P_h^2 + P_v^2 + P_x^2}. \quad (8)$$

На рис. 7 представлены изменения различных параметров в зависимости от минутной подачи  $s_m$ . Символ  $s_z$  обозначает подачу на зуб, полученную по формуле

$$s_z = s_m / nz, \quad (9)$$

где  $z$  – количество зубьев фрезы. При выполнении данных исследований  $z = 4$  шт.

Влияние минутной подачи  $s_m$  на составляющие силы резания  $P_h$ ,  $P_v$  и  $P_x$  при фрезеровании наплавленного и прокатанного образцов представлено на рис. 7, а.

С увеличением  $s_m$  составляющие силы  $P_h$ ,  $P_v$  и  $P_x$  возрастают из-за увеличения толщины среза  $a_i$ . Сила подачи  $P_h$  является наибольшей

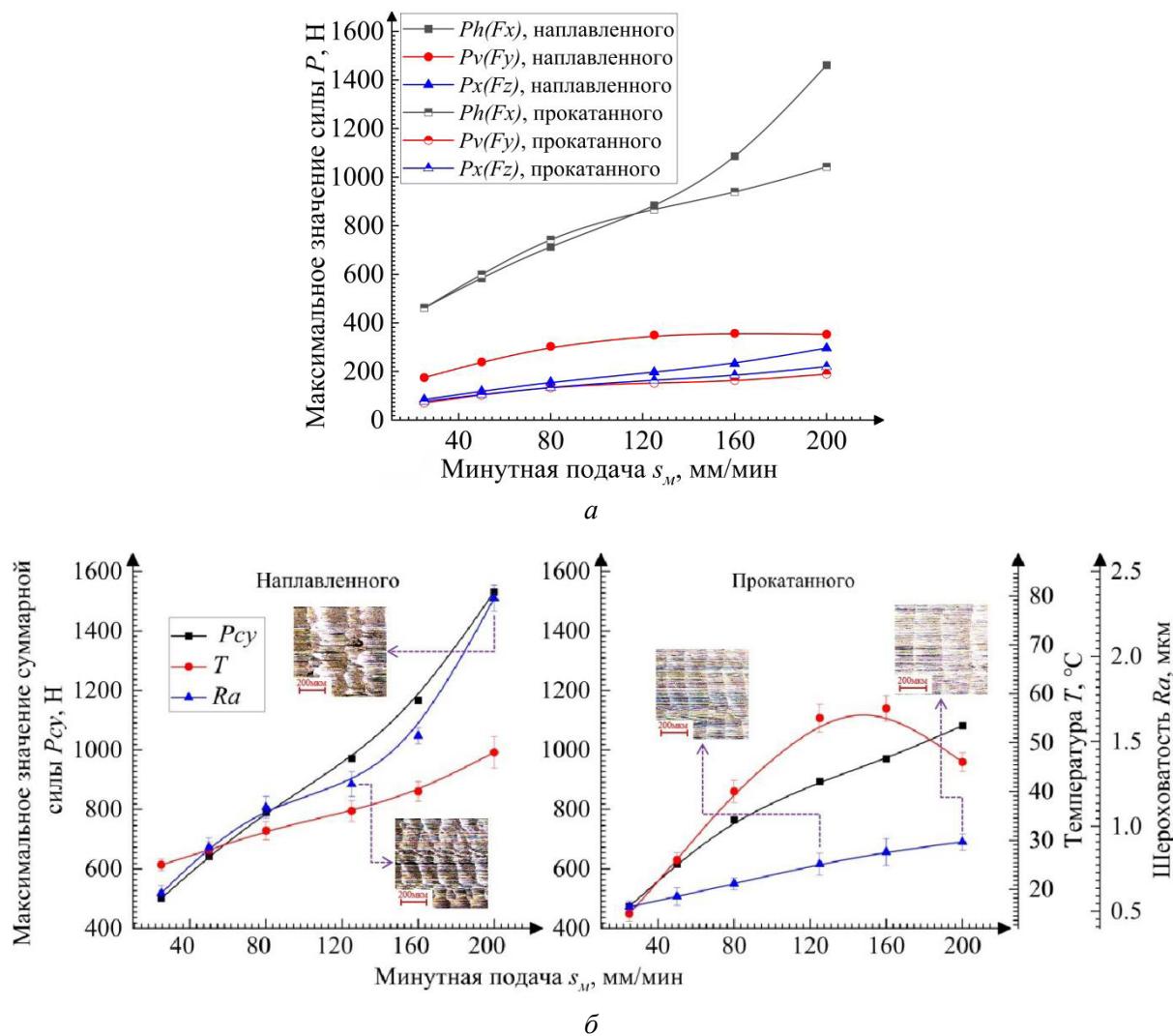


Рис. 7. Влияние минутной подачи  $s_m$  на максимальное значение силы подачи  $P_h$ , боковой силы  $P_v$  и осевой силы  $P_x$  (а), а также на максимальное значение суммарной силы  $F_{cy}$ , температуру  $T$  и шероховатость  $Ra$  (б) при фрезеровании напечатанного и прокатанного образца

Fig. 7. The effect of feed rate  $s_m$  on the maximum feed force  $P_h$ , radial force  $P_v$ , and axial force  $P_x$  (a), as well as on the maximum value of the resultant force  $F_{cy}$ , temperature  $T$ , and surface roughness  $Ra$  (б), during milling of printed and rolled workpieces

и наиболее чувствительна к изменению минутной подачи  $s_m$ . Это связано с тем, что в данном эксперименте используется встречное фрезерование, и малая глубина фрезерования  $t$  составляет всего 8,3 % от диаметра фрезы. В процессе встречного фрезерования, когда зуб фрезы начинает врезаться в заготовку, результирующая сила  $P_{zy}$  действует преимущественно в направлении подачи. По мере вращения фрезы из-за небольшой глубины фрезерования направление силы  $P_{zy}$  не успевает значительно измениться до момента выхода зубьев фрезы из контакта с заготовкой. Поэтому результирующая сила  $P_{zy}$  оказывает наибольшее влияние на силу подачи  $Ph$  [24]. Следовательно, составляющая сила  $Ph$  является максимальной и наиболее чувствительна к изменению минутной подачи  $s_m$ . Кроме того, это приводит к тому, что изменение суммарной силы  $P_{cy}$  имеет тенденцию, аналогичную изменению силы подачи  $Ph$ , но суммарная сила  $P_{cy}$  немножко превышает силу подачи  $Ph$  по величине (рис. 7, б).

Боковая сила  $Pv$  при фрезеровании прокатанного образца меньше, чем при фрезеровании наплавленного, что объясняется нами уменьшением вдавливания обрабатываемого материала под режущую кромку из-за большего предела прочности при растяжении прокатанного образца (см. рис. 5, б), что подробнее рассмотрено в работе [25]. Радиус округления режущей кромки даже у острозаточенного и неизношенного инструмента составляет от 1 до 5 мкм в зависимости от размеров зерен твердосплавного инструмента, переднего и заднего углов [26].

При больших значениях минутной подачи  $s_m$  по мере ее дальнейшего увеличения рост силы подачи  $Ph$  замедляется при фрезеровании прокатанного образца, а при фрезеровании наплавленного образца этого не происходит. Причины различий в составляющих силах  $Pv$  и  $Ph$  при фрезеровании прокатанного и наплавленного образца можно объяснить различиями в свойствах материала (см. табл. 6 и рис. 5) и влиянием  $s_m$  на температуру  $T$  (рис. 7, а).

Из-за более низкой твердости наплавленного образца при его фрезеровании большее количество обрабатываемого материала вдавливается под округленную режущую кромку. В то же время из-за пластической деформации в зоне резания и вдавливания под режущую кром-

ку происходит наклеп этого объема материала, что приводит к увеличению предела текучести вдавленного материала. Этот вдавленный материал во время контакта с задней поверхностью при упругом восстановлении поверхности среза создает большую нормальную силу  $N_1$  на задней поверхности, что и приводит к увеличению боковой силы  $Pv$  (рис. 6) [27]. Указанные два фактора совместно обуславливают большое значение боковой силы  $Pv$  при фрезеровании наплавленного образца.

В случае фрезерования наплавленного образца при маленькой минутной подаче  $s_m$  толщина среза  $a_i$  тоже маленькая. Это приводит к большему вдавливанию обрабатываемого материала под радиусный участок режущей кромки, что, как уже упоминалось выше, приводит к увеличению боковой силы  $Pv$  и к большой температуре  $T$ .

При большой подаче  $s_m$  толщина среза  $a_i$  увеличивается, что способствует облегчению ухода материала на переднюю поверхность и уменьшению вдавливания обрабатываемого материала под радиусный участок режущей кромки, что уменьшает температуру  $T$ .

При большой подаче  $s_m$  более низкое относительное удлинение наплавленного образца также способствует дроблению стружки и ее удалению, что уменьшает радиальную силу на передней поверхности зуба фрезы, а значит, происходит уменьшение упругой деформации поверхности среза в зоне первичной пластической деформации и последующего упругого восстановления при контакте с задней поверхностью инструмента. Уменьшение длины контакта стружки с передней поверхностью зуба фрезы и длины контакта по задней поверхности обеспечивает эффективный отвод тепла и снижение температуры  $T$  при фрезеровании [28]. При этом с увеличением  $s_m$  рост силы подачи  $Ph$  не замедляется из-за увеличения объема удаляемого материала и небольшой температуры  $T$  [13].

Как видно из рис. 7, б, с увеличением минутной подачи  $s_m$  шероховатость  $Ra$  увеличивается. Это можно объяснить с помощью рис. 8, а и б: увеличение подачи на зуб  $s_z$  с увеличением  $s_m$  по формуле (9) приводит к увеличению высоты выступов  $h_{вы}$  (красной области) на рис. 8, а и б и соответственно к увеличению шероховатости  $Ra$ .

Кроме того, значение  $Ra$  при фрезеровании наплавленного образца выше, чем при фрезеро-

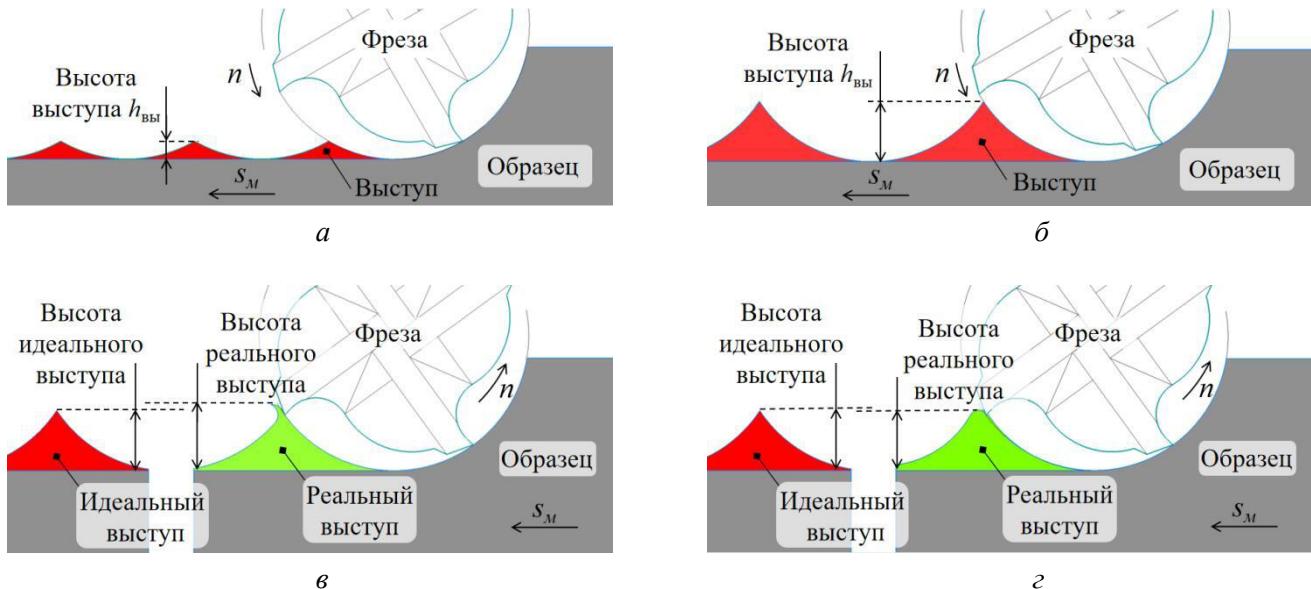


Рис. 8. Профили обработанных поверхностей при маленькой (а) и большой (б) минутной подаче  $s_m$ , а также профили обработанных поверхностей при встречном фрезеровании наплавленных (в) и прокатанных образцов (г)

Fig. 8. Profiles of the machined surfaces at low (a) and high (b) feed rates  $s_m$ , as well as profiles of the machined surfaces during conventional milling of deposited (c) and rolled (d) workpieces

вании прокатанного, и эта разница становится значительной при большей минутной подаче  $s_m$ .

Это различие обусловлено более низкой твердостью, а также большим пределом текучести наплавленного образца, т. е. он обладает значительной способностью сопротивляться пластическим деформациям. При его фрезеровании формируется обработанная поверхность, как показано на рис. 7, в: верхняя часть выступа вдавливается под заднюю поверхность режущей кромки из-за низкой твердости и подвергается интенсивной пластической деформации, тогда как нижняя часть выступа деформируется в меньшей степени из-за большого предела текучести. Таким образом, при фрезеровании наплавленного образца высота выступов  $h_{вы}$  больше, что приводит к увеличению шероховатости  $Ra$ .

В то же время у прокатанного образца твердость выше, а предел текучести ниже, т. е. он обладает меньшей способностью сопротивляться пластическим деформациям. При его фрезеровании формируется обработанная поверхность, как показано на рис. 7, д: выступ в целом деформируется из-за меньшего предела текучести, и меньшее количество материала внедряется под заднюю поверхность режущей кромки из-за высокой твердости. Таким образом, при фрезеровании прокатанного образца высота выступов  $h_{вы}$

меньше, что приводит к снижению шероховатости  $Ra$ .

Разница в высоте выступов на поверхностях различных образцов становится более выраженной при увеличении минутной подачи  $s_m$ , поэтому различие в параметре  $Ra$  между образцами также увеличивается при увеличении  $s_m$ .

## Выводы

- На нижнем участке наплавленного образца из аустенитной нержавеющей стали ER321, изготовленного методом WAAM, под влиянием подложки из стали Q235B наблюдалась схема затвердевания FA. На среднем и верхнем участке наблюдалась схема затвердевания AF.

- На нижнем участке наплавленного образца наблюдалась червеобразная структура, а на среднем, верхнем и боковом участках – дендритная микроструктура. Твердость всех участков составляла около  $230 \text{ HV}_{0,1}$  и была близка к твердости прокатанного образца. Предел прочности на растяжение всех участков наплавленного образца меньше  $631 \text{ MPa}$  в отличие от прокатанного образца, предел прочности которого составил  $666 \text{ MPa}$ .

- При малой минутной подаче  $s_m$  сила подачи  $P_h$  при фрезеровании наплавленного и прокатанного образца

танного образца была практически одинаковой, однако при увеличении  $s_m$  под влиянием температуры сила подачи  $Ph$  у прокатанного образца становилась меньше, чем у наплавленного.

4. Под влиянием большего предела текучести и твердости шероховатость  $Ra$  при фрезеровании наплавленного образца выше, чем при фрезеровании прокатанного образца, и эта разница становится значительной при большой  $s_m$ , достигая значения 1 мкм.

### Список литературы

1. Ahuja B., Karg M., Schmidt M. Additive manufacturing in production: Challenges and opportunities // Proceedings of SPIE. – 2015. – Vol. 9353. – P. 11–20. – DOI: 10.1117/12.2082521.
2. Altaf K., Abdul-Rani A.M., Raghavan V. Prototype production and experimental analysis for circular and profiled conformal cooling channels in aluminium filled epoxy injection mould tools // Rapid Prototyping Journal. – 2013. – Vol. 19 (4). – P. 220–229. – DOI: 10.1108/13552541311323236.
3. Rozvany G.I. A critical review of established methods of structural topology optimization // Structural and Multidisciplinary Optimization. – 2009. – Vol. 37 (2). – P. 217–237. – DOI: 10.1007/s00158-007-0217-0.
4. Sobczak J.J., Drenchev L. Metallic functionally graded materials: A specific class of advanced composites // Journal of Materials Science and Technology. – 2013. – Vol. 29 (4). – P. 297–316. – DOI: 10.1016/j.jmst.2013.02.006.
5. Модуль упругости и твердость титанового сплава, сформировавшегося в условиях электронно-лучевого сплавления при ЭБ-печати проволокой / В.А. Клименов, Е.А. Колубаев, Ц. Хань, А.В. Чумачевский, Э.С. Двилис, И.Л. Стрелкова, Е.А. Дробяз, О.Б. Яременко, А.Е. Куранов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 180–201. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-180-201.
6. Flow behavior and microstructure evolution during dynamic deformation of 316L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing / J. Chen, H. Wei, X. Zhang, Y. Peng, J. Kong, K. Wang // Materials & Design. – 2021. – Vol. 198. – P. 109325. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109325.
7. Microstructure evolution and mechanical properties of a wire-arc additive manufactured austenitic stainless steel: Effect of processing parameter / P. Long, D. Wen, J. Min, Z. Zheng, J. Li, Y. Liu // Materials. – 2021. – Vol. 14 (7). – P. 1681. – DOI: 10.3390/ma14071681.
8. Microstructure, mechanical properties and fracture toughness of SS 321 stainless steel manufactured using wire arc additive manufacturing / K.S. Prakash, A.R. Kannan, R. Pramod, N.P. Kumar, N.S. Shanmugam // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2023. – Vol. 76 (2). – P. 537–544. – DOI: 10.1007/s12666-022-02713-3.
9. Chinakhov D.A., Akimov K.O. Formation of the structure and properties of deposited multilayer specimens from austenitic steel under various heat removal conditions // Metals. – 2022. – Vol. 12 (9). – P. 1527. – DOI: 10.3390/met12091527.
10. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: the effect of post-building solid-solution treatment / E.G. Astafurova, M.Y. Panchenko, V.A. Moskvina, G.G. Maier, S.V. Astafurov, E.V. Melnikov // Journal of Materials Science. – 2020. – Vol. 55 (3). – P. 9211–9224. – DOI: 10.1007/s10853-020-04424-w.
11. Effects of laser additive manufacturing on microstructure and crystallographic texture of austenitic and martensitic stainless steels / F. Khodabakhshi, M.H. Farshidianfar, A.P. Gerlich, M. Nosko, V. Trembošová, A. Khajepour // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 31. – P. 100915. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100915.
12. Design for additive manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints / M.K. Thompson, G. Moroni, T. Vaneker, G. Fadel, R.I. Campbell, I. Gibson // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 65 (2). – P. 737–760. – DOI: 10.1016/j.cirp.2016.05.004.
13. Исследование сил резания и обрабатываемости при фрезеровании порошковой коррозионно-стойкой стали, полученной по технологии прямого лазерного выращивания (LMD) / А.С. Бабаев, В.Н. Козлов, А.Р. Семенов, А.С. Шевчук, В.А. Овчаренко, Е.А. Сударев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 38–56. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-38-56.
14. Investigations on the effect of layers' thickness and orientations in the machining of additively manufactured stainless steel 316L / A. Dabwan, S. Anwar, A.M. Al-Samhan, A. AlFaify, M.M. Nasr // Materials. – 2021. – Vol. 14 (7). – P. 1797. – DOI: 10.3390/ma14071797.
15. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition / P. Guo, B. Zou, C. Huang, H. Gao // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 240. – P. 12–22. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.09.005.
16. Thermal study during milling of Ti6Al4V produced by Electron Beam Melting (EBM) process / S. Milton, A. Duchosal, F. Chalon, R. Leroy, A. Morandeau //

- Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – Vol. 38. – P. 256–265. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.12.027.
17. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review / Y. Kok, X.P. Tan, P. Wang, M.L.S. Nai, N.H. Loh, E. Liu, S.B. Tor // Materials & Design. – 2018. – Vol. 139. – P. 565–586. – DOI: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
18. Марочник стали и сплавов: сайт. – 2003–2025. – URL: <https://www.splav-kharkov.com> (дата обращения: 17.10.2025).
19. Flow behavior and microstructure evolution during dynamic deformation of 316L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing / J. Chen, H. Wei, X. Zhang, Y. Peng, J. Kong, K. Wang // Materials & Design. – 2021. – Vol. 198. – P. 109325. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109325.
20. Astafurov S., Astafurova E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing: A review // Metals. – 2021. – Vol. 11 (7). – P. 1052. – DOI: 10.3390/met11071052.
21. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties / P. Bajaj, A. Hariharan, A. Kini, P. Kürnsteiner, D. Raabe, E.A. Jägle // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 772. – P. 138633. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138633.
22. Elmer J.W., Allen S.M., Eagar T.W. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys // Metallurgical Transactions A. – 1989. – Vol. 20 (8). – P. 2117–2131. – DOI: 10.1007/BF02650298.
23. Thermal behavior and microstructural evolution during laser deposition with laser-engineered net shaping: Part I. Numerical calculations / B. Zheng, Y. Zhou, J.E. Smugeresky, J.M. Schoenung, E.J. Lavernia // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2008. – Vol. 39 (10). – P. 2228–2236. – DOI: 10.1007/s11661-008-9557-7.
24. Production of workpieces from martensitic stainless steel using electron-beam surfacing and investigation of cutting forces when milling workpieces / N.V. Martyushev, V.N. Kozlov, M. Qi, V.S. Tynchenko, R.V. Kononenko, V.Y. Konyukhov, D.V. Valuev // Materials. – 2023. – Vol. 16 (13). – P. 4529. – DOI: 10.3390/ma16134529.
25. Расчет напряжений в режущем инструменте в начале резания / Ц. Чжан, Л. Шэ, Т. Го, В.Н. Козлов // Научная инициатива иностранных студентов и аспирантов: сборник докладов III Международной научно-практической конференции. – Томск, 2023. – С. 450–456.
26. Study of a methodology for calculating contact stresses during blade processing of structural steel / V.N. Kozlov, A.S. Babaev, N.A. Shults, A.S. Semenov, A.S. Shevchuk // Metals. – 2023. – Vol. 13 (12). – P. 2009. – DOI: 10.3390/met13122009.
27. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting / A.V. Gusarov, I. Yadroitsev, P. Bertrand, I. Smurov // Applied Surface Science. – 2007. – Vol. 254 (4). – P. 975–979. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2007.08.074.
28. Das C.R., Ghosh A. Performance of carbide end mills coated with new generation nano-composite TiAl-SiN in machining of austenitic stainless steel under near-dry (MQL) and flood cooling conditions // Journal of Manufacturing Processes. – 2023. – Vol. 104. – P. 418–442. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.09.020.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

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



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Milling of a blank from austenitic stainless steel AISI 321, deposited using wire-arc additive manufacturing (WAAM)

*Qingrong Zhang<sup>1, c</sup>, Vasiliy Klimenov<sup>1, b, \*</sup>, Viktor Kozlov<sup>1, c</sup>, Dmitry Chinakhov<sup>2, d</sup>, Zeli Han<sup>1, e</sup>, Mengxu Qi<sup>1, f</sup>, Zeru Ding<sup>1, g</sup>, Menghua Pan<sup>1, h</sup>*

<sup>1</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>2</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Markska, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0009-0002-7820-1227>, <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7583-0170>, <sup>c</sup> [klimenov@tpu.ru](mailto:klimenov@tpu.ru);

<sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>, <sup>e</sup> [kozlov-viktor@bk.ru](mailto:kozlov-viktor@bk.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4319-7945>, <sup>g</sup> [chinakhov@corp.nstu.ru](mailto:chinakhov@corp.nstu.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6502-6541>, <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3738-0193>, <sup>g</sup> [mensuy1@tpu.ru](mailto:mensuy1@tpu.ru);

<sup>g</sup> <https://orcid.org/0009-0009-6303-7453>, <sup>h</sup> <https://orcid.org/0009-0004-1128-9935>, <sup>h</sup> [menhua1@tpu.ru](mailto:menhua1@tpu.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 28 May 2025

Revised: 18 June 2025

Accepted: 06 October 2025

Available online: 15 December 2025

#### Keywords:

Wire-arc additive manufacturing

Cold metal transfer

Austenitic stainless steel ER321

Microstructure

Mechanical property

Milling force

Roughness

#### Acknowledgements

The equipment used for the research was provided by the Shared Use Center "Structure, Mechanical and Physical Properties of Materials" at Novosibirsk State Technical University.

### ABSTRACT

**Introduction.** Wire arc additive manufacturing (*WAAM*), due to its “design as manufacturing” characteristic, is gradually becoming one of the most promising technologies. However, at present, there are no comprehensive comparative studies on the microstructure and mechanical properties of deposited samples made from austenitic stainless steel at different locations of the sample. In addition, their machinability remains insufficiently investigated.

**The purpose of this study** is to compare the microstructure and mechanical properties of samples made of austenitic stainless steel *ER321* (analogues – *AISI 321*, 0.08% C-18% Cr-10% Ni-Ti) obtained by the *WAAM* method at different locations within the sample and to assess their machinability by the magnitude of the components of the cutting force during end milling and the roughness of the machined surface. The properties and microstructure of samples obtained by wire-arc additive technology are investigated, and milling forces are investigated. The effect of the feed on the components of the cutting force and the roughness of the machined surfaces during conventional milling of *ER321* steel workpieces using 12 mm diameter cemented carbide end mills with a wear-resistant *AlTiN* coating applied by physical vapor deposition (*PVD*) is determined. **Research methods.** The content of elements and the solidification pattern in various parts of the workpieces were determined using X-ray microanalysis. The microstructure of the samples was studied by a metallographic method. Stress-strain diagrams were obtained by tensile tests, and the microhardness of the samples was also measured. In comparison with the pattern of conventional milling of rolled workpieces, a pattern of changes in cutting forces and surface roughness was established depending on the feed rate during milling of deposited workpieces. **Results and discussion.** During deposition, ferrite with a vermicular morphology is primarily formed in the lower region of the sample, whereas austenite with a dendritic ferrite structure is observed in other regions. The microhardness values of the deposited and rolled samples are close, averaging around 230 HV0.1. The ultimate tensile strength of the rolled samples is 666 MPa, which is approximately 40 MPa higher than that of the deposited samples. During milling of the deposited workpieces, the lateral cutting force acting perpendicular to the feed direction is greater, and the surface quality is poorer. During milling of deposited workpieces, the lateral cutting force acting perpendicular to the feed direction is greater, and the surface quality is poorer. During milling of deposited workpieces, the feed force acting in the feed direction is greater under high feed rates.

**For citation:** Zhang Q., Klimenov V.A., Kozlov V.N., Chinakhov D.A., Han Z., Qi M., Ding Z., Pan M. Milling of a blank from austenitic stainless steel AISI 321, deposited using wire-arc additive manufacturing (WAAM). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 62–79. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-62-79. (In Russian).

### References

1. Ahuja B., Karg M., Schmidt M. Additive manufacturing in production: Challenges and opportunities. *Proceedings of SPIE*, 2015, vol. 9353, pp. 11–20. DOI: 10.1117/12.2082521.

#### \* Corresponding author

Klimenov Vasiliy A., D.Sc. (Engineering), Professor  
 National Research Tomsk Polytechnic University,  
 30 Lenin Avenue,

634050, Tomsk, Russian Federation  
 Tel.: +7 913 850-44-51, e-mail: [klimenov@tpu.ru](mailto:klimenov@tpu.ru)

2. Altaf K., Abdul Rani A.M., Raghavan V.R. Prototype production and experimental analysis for circular and profiled conformal cooling channels in aluminium filled epoxy injection mould tools. *Rapid Prototyping Journal*, 2013, vol. 19 (4), pp. 220–229. DOI: 10.1108/13552541311323236.
3. Rozvany G.I. A critical review of established methods of structural topology optimization. *Structural and Multidisciplinary Optimization*, 2009, vol. 37, pp. 217–237. DOI: 10.1007/s00158-007-0217-0.
4. Sobczak J.J., Drenchev L. Metallic functionally graded materials: A specific class of advanced composites. *Journal of Materials Science & Technology*, 2013, vol. 29 (4), pp. 297–316. DOI: 10.1016/j.jmst.2013.02.006.
5. Klimenov V.A., Kolubaev E.A., Han Z, Chumaevkii A.V., Dvilis E.S., Strelkova I.L., Drobyaz E.A., Yaremenko O.B., Kuranov A.E. Modul' uprugosti i tverdost' titanovogo splava, sformirovavshegosya v usloviyakh elektronnogo luchevogo splavleniya pri EB-pechati provolokoi [Modulus of elasticity and hardness of titanium alloy formed under conditions of electron beam melting in EB wire printing]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 180–201. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-180-201.
6. Chen J., Wei H., Zhang X., Peng Y., Kong J., Wang K. Flow behavior and microstructure evolution during dynamic deformation of 316 L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing. *Materials & Design*, 2021, vol. 198, p. 109325. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109325.
7. Long P., Wen D., Min J., Zheng Z., Li J., Liu Y. Microstructure evolution and mechanical properties of a wire-arc additive manufactured austenitic stainless steel: Effect of processing parameter. *Materials*, 2021, vol. 14 (7), p. 1681. DOI: 10.3390/ma14071681.
8. Prakash K.S., Kannan A.R., Pramod R., Kumar N.P., Shanmugam N.S. Microstructure, mechanical properties and fracture toughness of SS 321 stainless steel manufactured using wire arc additive manufacturing. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2023, vol. 76 (2), pp. 537–544. DOI: 10.1007/s12666-022-02713-3.
9. Chinakhov D.A., Akimov K.O. Formation of the structure and properties of deposited multilayer specimens from austenitic steel under various heat removal conditions. *Metals*, 2022, vol. 12 (9), p. 1527. DOI: 10.3390/met12091527.
10. Astafurova E.G., Panchenko M.Y., Moskvina V.A., Maier G.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Kolubaev E.A. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment. *Journal of Materials Science*, 2020, vol. 55 (22), pp. 9211–9224. DOI: 10.1007/s10853-020-04424-w.
11. Khodabakhshi F., Farshidianfar M.H., Gerlich A.P., Nosko M., Trembošová V., Khajepour A. Effects of laser additive manufacturing on microstructure and crystallographic texture of austenitic and martensitic stainless steels. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 31, p. 100915. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100915.
12. Thompson M.K., Moroni G., Vaneker T., Fadel G., Campbell R.I., Gibson I., Martina F. Design for additive manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints. *CIRP Annals*, 2016, vol. 65 (2), pp. 737–760. DOI: 10.1016/j.cirp.2016.05.004.
13. Babaev A.S., Kozlov V.N., Semenov A.R., Shevchuk A.S., Ovcharenko V.A., Sudarev E.A. Issledovanie sil rezaniya i obrabatyvaemosti pri frezerovanii poroshkovoi korrozionno-stoikoi stali, poluchennoi po tekhnologii pryamogo lazernogo vyrashchivaniya [Investigation of cutting forces and machinability during milling of corrosion-resistant powder steel produced by laser metal deposition]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 38–56. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-38-56.
14. Dabwan A., Anwar S., Al-Samhan A.M., AlFaify A., Nasr M.M. Investigations on the effect of layers' thickness and orientations in the machining of additively manufactured stainless steel 316L. *Materials*, 2021, vol. 14 (7), p. 1797. DOI: 10.3390/ma14071797.
15. Guo P., Zou B., Huang C., Gao H. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 240, pp. 12–22. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.09.005.
16. Milton S., Duchosal A., Chalon F., Leroy R., Morandeau A. Thermal study during milling of Ti6Al4V produced by Electron Beam Melting (EBM) process. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 38, pp. 256–265. DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.12.027.
17. Kok Y., Tan X.P., Wang P., Nai M.L.S., Loh N.H., Liu E., Tor S.B. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review. *Materials & Design*, 2018, vol. 139, pp. 565–586. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.

18. Marochnik stali i splavov [Database of Steels and Alloys]. Website, 2003–2025. Available at: <https://www.splav-kharkov.com> (accessed 17.10.2025).
19. Chen J., Wei H., Zhang X., Peng Y., Kong J., Wang K. Flow behavior and microstructure evolution during dynamic deformation of 316 L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing. *Materials & Design*, 2021, vol. 198, p. 109325. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109325.
20. Astafurov S., Astafurova E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing: A review. *Metals*, 2021, vol. 11 (7), p. 1052. DOI: 10.3390/met11071052.
21. Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jägle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 772, p. 138633. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138633.
22. Elmer J.W., Allen S.M., Eagar T.W. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. *Metallurgical Transactions A*, 1989, vol. 20, pp. 2117–2131. DOI: 10.1007/BF02650298.
23. Zheng B., Zhou Y., Smugeresky J.E., Schoenung J.M., Lavernia E.J. Thermal behavior and microstructural evolution during laser deposition with laser-engineered net shaping: Part I. Numerical calculations. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, vol. 39, pp. 2228–2236. DOI: 10.1007/s11661-008-9557-7.
24. Martyushev N.V., Kozlov V.N., Qi M., Tynchenko V.S., Kononenko R.V., Konyukhov V.Y., Valuev D.V. Production of workpieces from martensitic stainless steel using electron-beam surfacing and investigation of cutting forces when milling workpieces. *Materials*, 2023, vol. 16 (13), p. 4529. DOI: 10.3390/ma16134529.
25. Zhang Q., She L., Guo T., Kozlov V.N. [Calculation of stresses in the cutting tool at the beginning of cutting]. *Nauchnaya initsiativa inostrannykh studentov i aspirantov* [Scientific initiative of foreign students and postgraduates]. Collection of reports of the III International scientific and practical conference, Tomsk, 2023, pp. 450–456. (In Russian).
26. Kozlov V.N., Babaev A.S., Shults N.A., Semenov A.S., Shevchuk A.S. Study of a methodology for calculating contact stresses during blade processing of structural steel. *Metals*, 2023, vol. 13 (12), p. 2009. DOI: 10.3390/met13122009.
27. Gusalov A.V., Yadroitsev I., Bertrand P., Smurov I. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting. *Applied Surface Science*, 2007, vol. 254 (4), pp. 975–979. DOI: 10.1016/j.apsusc.2007.08.074.
28. Das C.R., Ghosh A. Performance of carbide end mills coated with new generation nano-composite TiAlSiN in machining of austenitic stainless steel under near-dry (MQL) and flood cooling conditions. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 104, pp. 418–442. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.09.020.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

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