

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

Институт машиностроения, материалов и транспорта  
Высшая школа физики и технологий материалов

**Научно-исследовательская деятельность и подготовка научно-квалификационной  
работы (диссертации)**

(2019 – 2020 учебный год)

аспиранта \_\_\_\_\_ Мендагалиева Руслана \_\_\_\_\_  
*Фамилия, имя, отчество (при наличии)*

тема: **Влияние термической обработки на структуру хладостойкой стали  
для гребного винта, полученной методом прямого лазерного  
выращивания**

направление подготовки 15.06.01 «Машиностроение» \_\_\_\_\_

направленность 15.06.01\_07 Сварка и родственные технологии \_\_\_\_\_

год обучения 2, семестр 4

Научный руководитель \_\_\_\_\_ Туричин Глеб Андреевич, профессор, доцент \_\_\_\_\_  
*Ф.И.О. должность, ученое звание*

Аспирант \_\_\_\_\_ / Р. Мендагалиев /  
*инициалы, фамилия*

Научный руководитель \_\_\_\_\_ / Г.А. Туричин /  
*инициалы, фамилия*

Санкт-Петербург

2020

## СОДЕРЖАНИЕ

Аннотация .....	3
1. Введение .....	3
2. Материалы и методика исследования .....	4
3. Экспериментальная часть .....	6
4. Проектирования и изготовления гребного винта судна. ....	9
5. Вывод.....	12
Список использованной литературы .....	13

## **Аннотация**

В настоящее время для повышения конкурентоспособности верфей для изготовления деталей судового машиностроения применяются новые наукоёмкие технологии. Все чаще применяются аддитивные методы производства, в том числе технология прямого лазерного выращивания, которая отвечает всем требованиям конкурентоспособности. Такие высоконагруженные крупногабаритные детали, как гребные винты, лопасти, ступицы и другие детали ответственного назначения, применяемые в судостроении, стало возможным изготавливать с помощью прямого лазерного выращивания. В процессе выращивания возможно получать детали, в том числе из судостроительных сталей, применяемых в Арктических условиях, с обеспечением требуемых механических характеристик, не уступающим аналогичным маркам материалов, полученных методами литья или пластической деформации.

Работа посвящена исследованию влияния термической обработки на формирование структуры и механических свойств выращенных образцов из хладостойкой стали 06X15H4ДМ для эксплуатации в Арктическом шельфе. Исследованы особенности формирования микроструктурных составляющих при помощи оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа XRD, а также построена Ткд. Проведены испытания на растяжения и ударную вязкость.

В результате установлено, что материал, полученный методом ПЛВ, в исходном состоянии значительно превосходит прочностные характеристики термообработанной отливки аналогичного химического состава, но уступает ей по пластичности и вязкости. Повышение вязкости и пластичности до уровня литого материала в выращенных образцах достигается при последующей термической обработке, которая приводит к формированию структуры отпущенного мартенсита и уменьшению его содержания при двухступенчатом отпуске в структуре металла. Прочность материала при этом снижается также до уровня литого металла.

## **1. Введение**

Нержавеющие стали мартенситного класса широко используются в судостроении, компонентах химической и нефтяной промышленности, компрессорах [1-3] насосного оборудования и судовых движителях [4]. Эти компоненты обычно изготавливаются традиционными методами литья и сварки заготовок.

При этом одной из перспективных мартенситных сталей является 06X15H4ДМ, которая демонстрирует улучшенную свариваемость, прочность и коррозионную стойкость по сравнению с аналогичными сталями подобного класса.

С развитием современных производственных технологий стало возможным получать изделия с применением аддитивных технологий. Для аддитивного производства характерно изготовление деталей с высокими показателями коэффициента использования материала и сокращением производственных технологических операций.

При получении крупногабаритных заготовок с применением аддитивных технологий особый интерес вызывают методы прямого лазерного выращивания (ПЛВ). Технология ПЛВ позволяет создавать крупногабаритные детали, в том числе, из нержавеющей и хладостойких сталей [5-7]. Технологические особенности ПЛВ включают в себя высокие температурные градиенты, многократный быстрый нагрев и быстрое охлаждение, остаточные напряжения, неоднородности микроструктуры. Структурные особенности, такие как размер и морфология зерна, фазовые превращения, очень

чувствительны к влиянию температурных полей и напрямую влияют на микротвердость и механические свойства материалов [8, 9].

Механические свойства сплавов зависят от их структурно-фазового состояния. Для получения высоких механических характеристик нержавеющей стали мартенситного класса обычно требуется термическая обработка, заключающаяся в закалке и последующем отпуске. Уровень механических свойств подобных сталей будет определяться соотношением структурных составляющих, таких как: мартенсита ( $\alpha'$ ) пластинчатого строения, дельта феррита ( $\delta$ ), аустенита ( $\gamma$ ), а также карбидов хрома. Аустенит образуется в результате нагрева при термической обработке, и распадается при последующем высоком отпуске. Вторичная фаза феррита в сплаве представляет собой  $\delta$ -феррит, который образуется при очень высоких температурах при затвердевании в процессе литья и ПЛВ [10].

Микроструктура сплавов, получаемых с применением ПЛВ, близка к литой структуре и анизотропна. Такие материалы характеризуются низкими параметрами пластичности и ударной вязкости [11-13]. При этом, особое влияние на структуру материалов оказывают неравномерные циклические нагревы в процессе ПЛВ, обусловленные послойной наплавкой металла [14-16]. В процессе выращивания происходит неравномерная послойная закалка выращиваемого изделия, поэтому для выращенных деталей необходимо разрабатывать термическую обработку, отличающуюся от классической [17, 18]. Данные эффекты требуют изучения их влияния на структурные характеристики и механические свойства, а именно: наличие остаточного аустенита –  $\gamma$ , неотпущенного мартенсита -  $\alpha'$ , дельта-феррита –  $\delta$ , определяющие конечные свойства полученных деталей.

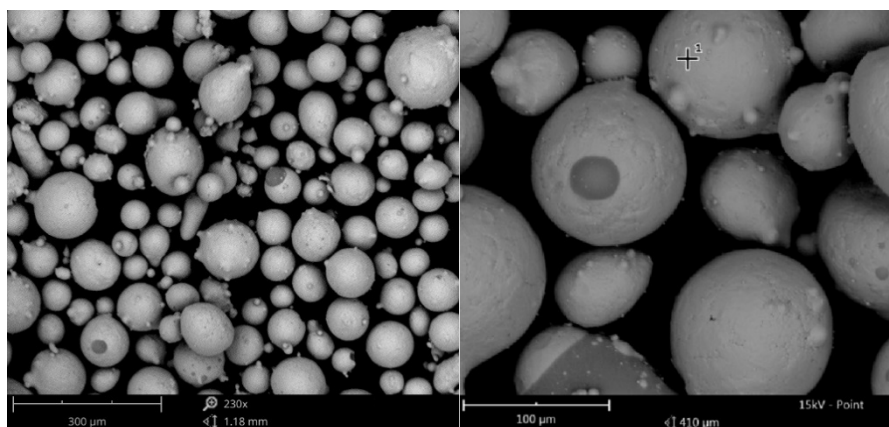
Целью работы являлось выявить закономерности формирования микроструктуры и механических свойств в исходном и термообработанном состоянии и рекомендовать режим ТО для гребного винта, обеспечивающий необходимый уровень прочности пластичности стали, полученной методом ПЛВ.

## 2. Материалы и методика исследования

В качестве используемого материала выбран порошковый сплав 06X15H4DM ТУ 5.961-11835-2003 конструкционная коррозионностойкая, мартенситного класса, фракция порошка 45-160 мкм рисунок 1. Химический состав стали представлен в таблице 1.

Таблица 1. – Химический состав стали 06X15H4DM.

Марка материала	Массовая доля элементов, (%)												
	C	O	H	N	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	Fe	Cu
06X15H4DM	0,02-0,06	0,054	0,0003	0,040	0,40	0,60-0,90	14,0-15,5	4,0-4,4	0,11-0,28	0,010	0,015	Bal.	1,0-1,5



**Рисунок 1.** Внешний вид поверхности порошка 06X15N4DM.

Исследования проводили с использованием высокоскоростного закалочного-деформационного dilatометра DIL 805A/D фирмы VAHR Thermoanalyse (Германия) и высокотемпературного dilatометра DIL-402C (Германия).

Схема экспериментов – нагрев до температуры 900°C, выдержка 5 мин, охлаждение со скоростями: 0,005, 0,02, 0,1; 0,5; 100°C/с. Для проведения экспериментов со скоростями до 0,1°C/с использовали dilatометр DIL-402C, для скоростей выше 0,1 °C/с – dilatометр DIL 805.

Микроструктура была исследована методом оптической микроскопии на микроскопе DMI 500 Leica (Германия) с программным обеспечением Thixomet (Thixomet, Санкт-Петербург, Россия).

Для выявления структуры применялось химическое травление Реагентом Каллинга в растворе 33 мл HCl+33 мл этанола+ 33 мл H<sub>2</sub>O+1,5 г CuCl<sub>2</sub>, в течении 30-60сек.

Рентгеноструктурный анализ проводился на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV. Дифрактометр снабжен комплексом управляющих программ и обрабатывающим комплексом PDXL (X-ray Powder Diffraction Software) с базой порошковых дифракционных стандартов PDF-2 (Powder Diffraction File). Методика (метод) измерений физического уширения брэгговских отражений для определения размеров областей когерентного рассеяния рентгеновского излучения (блоков мозаики) в диапазоне 7 - 500 нм и микроискажений кристаллической решетки в диапазоне  $\Delta d/d$  от 0,001 до 0,01 в высокопрочных наноструктурированных конструкционных сталях. База порошковых дифракционных стандартов PDF-2 от ICDD (International Centre for Diffraction Data). Рентгенографирование осуществлялось в фокусирующей геометрии по схеме Брэгга-Брентано в фильтрованном  $\text{CuK}\alpha_1$  – излучении. Режим работы рентгеновской трубки составлял 40кВ/40мА, скорость перемещения сцинтилляционного детектора – 1°/мин с шагом сканирования 0,04° для обзорных съёмок. Съёмки в интервалах углов существования двух порядков отражения от серии плоскостей (110) осуществлялись с шагом 0,02° и с экспозицией в точке 30 сек.

Механические испытания на ударный изгиб проводили на установке RKP 450 (Zwick/Roell, Ulm, Germany) при температуре –10°C. Испытания на статическое растяжение на установке Z100 (Zwick/Roell, Ulm, Germany) при комнатной температуре.

Для выявления природы фазовых превращений, протекающих в исследуемой стали 06X15N4DM полученной методом ПЛВ, была построена Ткд, которая приведена на рисунке 2.

В качестве оборудования использован технологический комплекс прямого лазерного выращивания (ИЛиСТ, СПбГМТУ, СПб, Россия), основными компонентами которого являются: промышленный робот M20iB25 (Fanuc, Oshino, Japan); иттербиевый

волоконный лазер LS-3 (IRE-Polus Ltd., Fryazino, Moscow Region, Russia); лазерная фокусирующая головка FLW D30 (IPG Photonics, Oxford, UK), с установленным на неё наплавочным соплом SO12 (ИЛИСТ, СПбГМТУ, СПб, Россия); порошок питатель Twin150 (Oerlikon Metco Inc.).

Изготовление образцов методом ПЛВ производилось при мощности  $P=2300\text{Вт}$ , скорости  $V=25\text{мм/с}$  и площади наносимого валика  $2 \times 0,8 \text{ мм}^2$ . Пять брусков (1 в исходном состоянии и 4 на ТО) с размерами  $D \times Ш \times В$ :  $200 \times 80 \times 16 \text{ мм}$  выращивались одновременно: слой наносился поочередно на каждый из образцов, после чего происходил переход на следующий слой. Выращивание происходило в герметичной камере с контролируемой атмосферой. В качестве транспортного и защитного газов использовался аргон высокой чистоты. Остаточное содержание кислорода в кабине не превышало 300 ppm. В процессе выращивания в камере поддерживалось избыточное давление на 2-3 Мбар.

Термическая обработка была проведена в муфельной печи SNOL 30/1300, без защитной среды, нагрев производился со скоростью  $200^\circ\text{C}$  в час, с последующей выдержкой и охлаждением.

### 3. Экспериментальная часть

В процессе ПЛВ из сталей мартенситного класса происходит их закалка, за счет больших тепловложений, что впоследствии влияет на наличие остаточного аустенита и  $\delta$ -феррита [13] в структуре выращенных образцов. Остаточный аустенит может оказывать отрицательное влияние на свойства стали.

На рисунке 1 приведена ССТ диаграмма и трехкомпонентная фазовая диаграмма Fe–Cr–Ni стали 06X15H4ДМ.

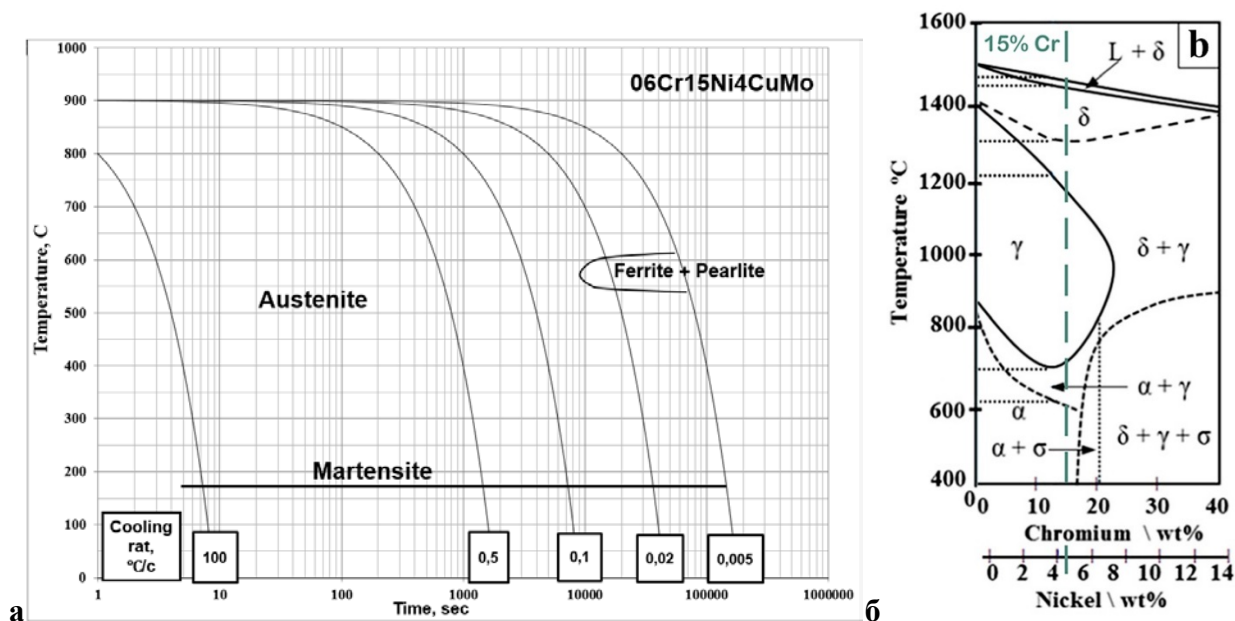


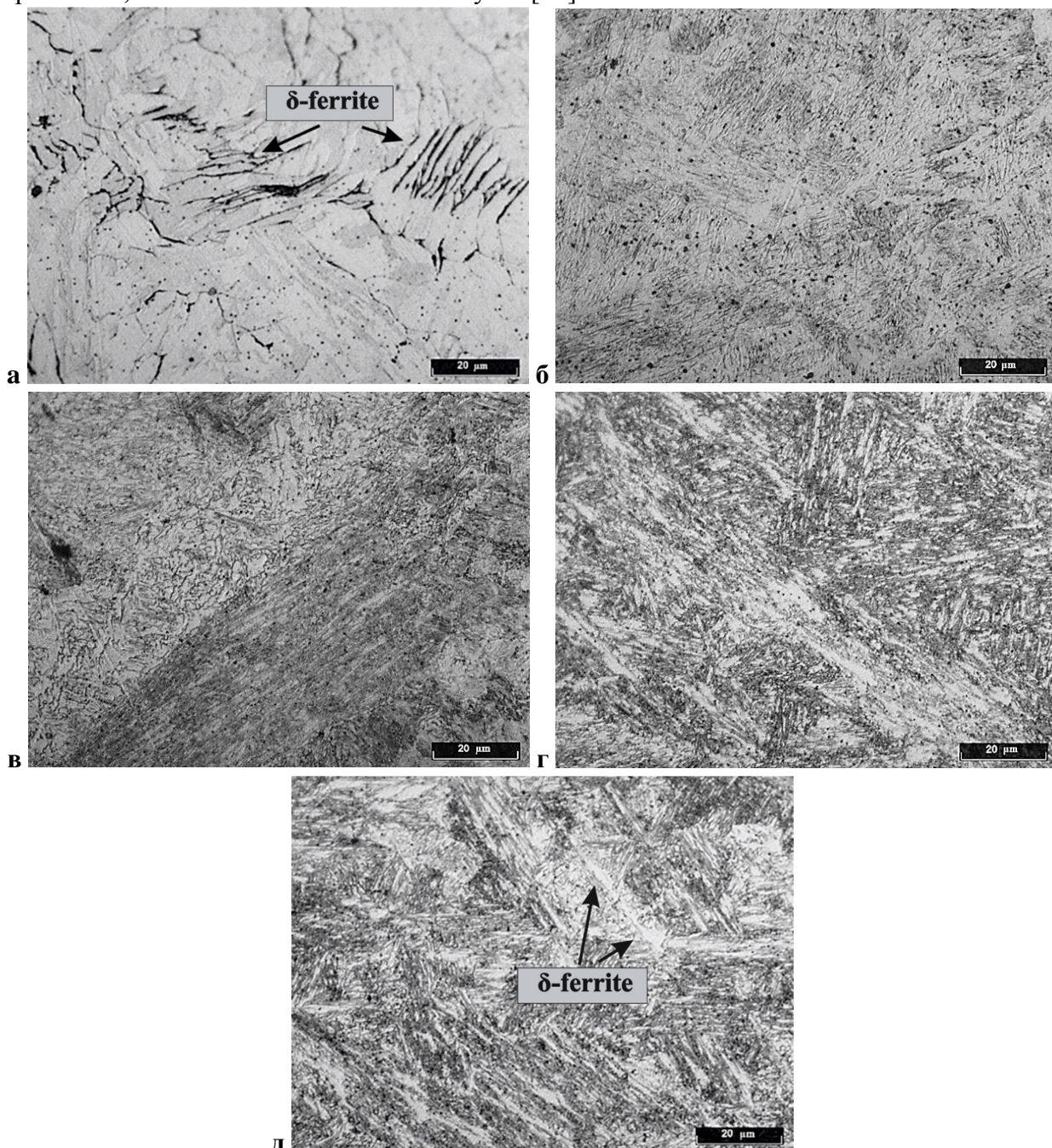
Рисунок 2. а) ССТ диаграмма стали 06X15H4ДМ; б) трехкомпонентная фазовая диаграмма Fe–Cr–Ni.

Исследуемая сталь 06X15H4ДМ - мартенситного класса и частичное диффузионное превращение аустенита при охлаждении наблюдается только при очень медленных скоростях  $0,005-0,02^\circ\text{C/сек}$ , редко применяемых в реальных условиях. В широком диапазоне скоростей охлаждения наблюдается только мартенситное превращение аустенита.

В процессе отпуска при последующем охлаждении происходит снижение пластичности металла, которое связано с образованием вторичного мартенсита в результате превращения остаточного аустенита. В связи с этим целесообразно проводить второй

отпуск вторичного мартенсита, который способствует повышению вязкости металла в связи распадом вторичного мартенсита и образования отпущенного мартенсита.

На основании указанных литературных данных и результатов лабораторного исследования характеристик стали были выбраны режимы термообработки образцов, обеспечивающие наилучшее сочетание механических свойств, высоких значений прочности, пластичности и вязкости отпуска [19].



**Рисунок 3.** Микроструктура 06X15N4DM а) ПЛВ, После ТО: б) режим 1 ( $T=750^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}$ ); в) режим 2 ( $T=650^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}$ ); г) режим 3 ( $T=620^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}$ ); д) режим 4 ( $T=620^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}/\times 2$ ).

При травлении выращенного образца отчетливо выявлялись различные морфологии  $\delta$ -феррита рисунок 3(а). Эти морфологии создаются неполным ростом  $\gamma$ -зерен Видманштетта во время твердофазной фазовой перекристаллизации  $\delta \rightarrow \gamma$  рисунок 2(б), оставляя на своих границах оставшиеся строчечные включения  $\delta$ -феррита [20, 21],

очерчивающие фронт роста, который напоминает исходную ориентацию бывшего Видманштетта в конечной микроструктуре. При дальнейшем охлаждении  $\gamma$ -аустенит преобразуется в  $\alpha'$ -мартенсит, некоторое количество  $\delta$ -феррита остается в конечной микроструктуре, как показано на рисунке 3 (а). После выращивания в образцах выявлено содержание  $\delta$ -феррита, которое составляло менее 6%.

При таких высоких температурах  $\delta$ -зерна быстро растут во время нагревания, а затем при охлаждении преобразуются в  $\gamma$  фазу с последующим переходом в  $\alpha'$  структуру. На рисунке 3(б) после нагрева до  $T=750^{\circ}\text{C}$  и выдержки 2 часа еще наблюдается некоторое количество  $\gamma$ -аустенита, а также карбиды хрома  $\text{M}_7\text{C}_3$  и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ .

На рисунке 3(в) при нагреве до  $T=650^{\circ}\text{C}$  и выдержки 2 часа выявлено некоторое количество неотпущенного  $\alpha'$ -мартенсита, который является нестабильной микроструктурой в матрице  $\alpha$ , включая образование карбидов, межслойные границы под большим углом и образование  $\gamma$  фазы.

Представленная на рисунке 3(г-д) микроструктура, полученная с помощью оптической микроскопии, полностью состоит из реечного мартенсита, с образованием тонких пластинок реформированного аустенита. Небольшое количество  $\delta$ -феррита наблюдалось под оптической микроскопией.

Наилучшие механические свойства были получены после двойного отпуска при  $T=620^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}/x2$  таблица 2.

После ПЛВ сталь имеет высокие прочностные характеристики и низкую пластичность. Для достижения требуемых механических свойств стали были подобраны несколько режимов термической обработки, таблица 2.

Рентгеноструктурный качественный фазовый анализ образцов выявил следующее: основной фазой во всех образцах является ОЦК решетка. Кроме того, в образцах № 3 (Режим 2,  $T=650^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}$ ), №4 (Режим 3  $T=620^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}$ ), №5 (Режим 4  $T=620^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}/x2$ ), также присутствует заметное количество остаточного аустенита -  $\gamma$  в количестве: 11, 14 и 9% соответственно таблица 2.

**Таблица 2.** – Механические свойства с параметрами образцов.

№	$\gamma\text{-Fe}$ , (%)	$a$ , (Å)	$\Delta d/d$ , (%)	$D$ , (Å)	Предел текучести, (МПа)	Предел прочности, (МПа)	Относительное удлинение, (%)	Работа удара, $\text{KV}^{-10}$ , (Дж)	Микротвердость $\text{HV}^{0,3}$
Литьё ТУ	N/A	N/A	N/A	N/A	$\geq 620$	$\geq 790$	$\geq 19$	$\geq 40$	$\leq 290$
1	-	2,877	0,33	-	794,7	1088,8	7,3	16,2	353
Режим 1, $T=750^{\circ}\text{C}$ , $t=2\text{ч}$ .									
2	-	2,877	0,42	-	798	1114,4	7,5	16,5	355
Режим 2, $T=650^{\circ}\text{C}$ , $t=2\text{ч}$ .									
3	11	2,875	0,20	770	529,7	863,4	14,9	39,4	280
Режим 3, $T=620^{\circ}\text{C}$ , $t=2\text{ч}$ .									
4	14	2,873	0,13	770	698,3	816,4	16,4	42,4	260
Режим 4, $T=620^{\circ}\text{C}$ , $t=2\text{ч}/x2$									
5	9	2,873	0,12	760	666,8	804,4	19	41,8	273



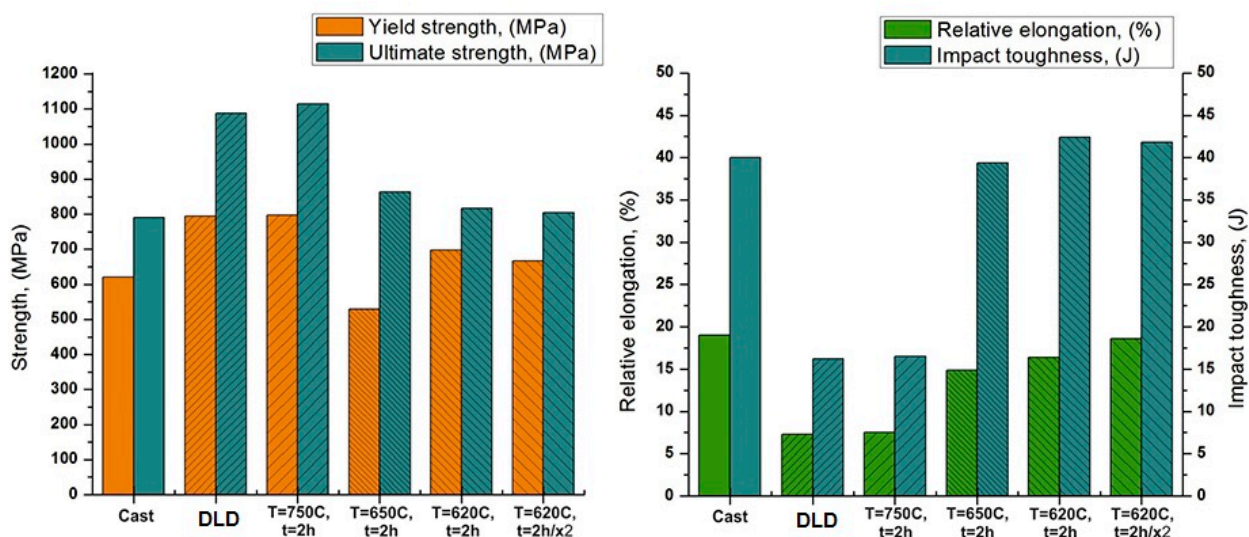


Рисунок 4. Диаграммы зависимостей механических свойств.

Средняя твердость в выращенном образце после закалки от температуре  $750^{\circ}\text{C}$  (таблица 2), составила  $\sim 355$  HV. Подобные, относительно высокие значения твёрдости были обусловлена фазовым переходом в  $\gamma$ -аустенитную область, которому предшествовала растворение уже существующих карбидов хрома в выращенном образце (то есть  $\text{M}_{23}\text{C}_6/\text{M}_7\text{C}_3$ ), что увеличивало концентрацию углерода в мартенситной матрице при комнатной температуре.

С понижением температуры до  $650^{\circ}\text{C}$  позволило снизить твердость до  $\sim 280$  HV при выдержке 2 часа. При высоком отпуске  $T=620^{\circ}\text{C}$  с выдержкой 2 часа твердость составила  $\sim 260$  HV, а после повторного отпуска  $\sim 273$  HV.

#### 4. Проектирования и изготовления гребного винта судна.

Задача топологической оптимизации с точки зрения жесткости - найти оптимальное распределение материала в заданной области при заданных нагрузках. Из условия стационарной полной энергии тела в состоянии равновесия в принципе формы возможных перемещений минимизация работы внешних сил будет соответствовать максимизации жесткости тела [23].

$$A^{ex}(\delta u) = \delta W(\varepsilon(u)) , \quad (1)$$

где  $A$  - работа внутренней силы,  $u$  - перемещение,  $W$  - потенциальная энергия,  $\varepsilon$  - деформация.

В этом случае области делятся на подобласти пространства оптимизации и фиксированные подобласти, в которых оптимизация не выполняется. Деформации в теле будут считаться довольно небольшими, а объем и поверхность тела в деформированном состоянии будут определяться его объемом и поверхностью в недеформированном состоянии.

В процессе решения задачи топологической оптимизации для каждой точки тела необходимо определить, есть в ней материал или нет. При наличии материала модуль упругости в точке  $E = E_0$ . В отсутствие материала  $E = 0$ . Таким образом, переменными конструкции являются упругие свойства материала в каждой точке. Их количество бесконечно, и они изменяются дискретно. Формулировка методом конечных элементов позволяет нам уменьшить бесконечное количество проектных переменных до конечного числа. Далее, чтобы применить методы математического программирования, необходимо преобразовать дискретное изменение свойств материала в каждом конечном элементе в непрерывное изменение. Самым популярным методом является метод Solid Isotropic Material with Penalization (SIMP) [24], который предполагает наличие изотропного

материала в каждой точке тела, упругие свойства которого описываются простым соотношением:

$$E(x) = \rho(x)^p E_0, \quad (2)$$

где  $\rho$  - фиктивная плотность ( $0 < \rho < 1$ );  $p$  - штрафной коэффициент.

Таким образом, если  $\rho = 0$ , то и упругие свойства обнуляются, что свидетельствует об отсутствии материала. Если  $\rho = 1$ , упругие свойства в точке совпадают с исходными. Этот метод работает с изотропным материалом и принят в качестве основного метода параметризации свойств материала.

Для проведения топологической оптимизации шнека была разработана его конечно-элементная модель. Поскольку геометрия конструкции достаточно сложна, в качестве основного типа конечного элемента был выбран прецизионный десяти узловый тетраэдрический элемент [25], предназначенный для решения различных задач механики деформируемого твердого тела при рассмотрении твердотельных систем. Он построен на квадратичной аппроксимации перемещений и имеет три степени свободы в каждом узле (смещения в направлении осей X, Y, Z узловых системы координат).

Оптимизационные расчеты проводились отдельно для лопасти гребного винта и его ступицы. При оптимизации лопасти ротора предполагается, что ступица жестко закреплена, и из-за циклической геометрии и внешней нагрузки рассматривается оптимизация только одной лопасти. При оптимизации ступицы винта рассматривается полная модель, в которую входят все четыре лопасти и сама ступица. При принятой системе допущений геометрическая модель, подходящая для корректного описания метода конечных элементов математическими моделями, показана на рисунке 5(а-б).

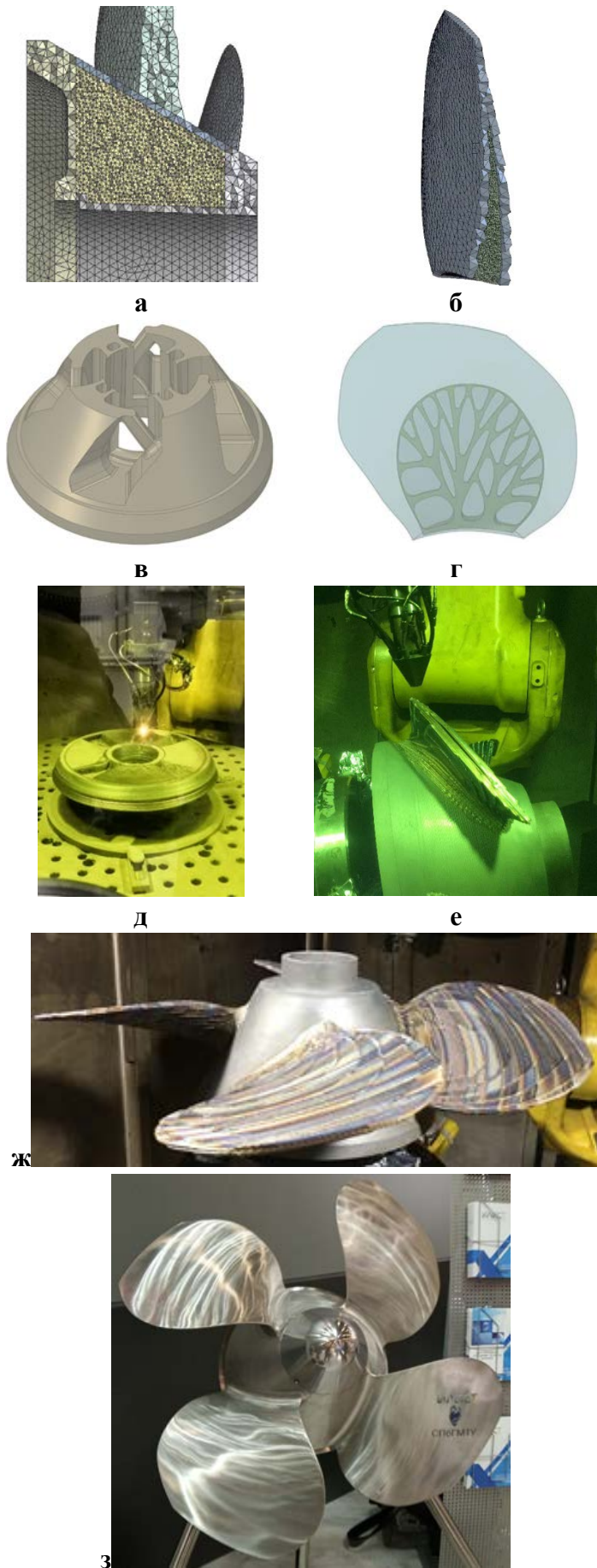
Для повышения точности результатов оптимизации были приняты ограничения на максимальный размер конечного элемента внутри оптимизированной области ступицы - 4 мм, для полости лопасти - 2 мм. Таким образом, общее количество конечных элементов в модели лопасти составило 332727 шт, а в модели ступицы - 1133166 шт. Результаты решения задачи топологической оптимизации гребного винта отдельно для лопасти и ступицы показаны на рисунке 5(в-г).

Уменьшение массы лопасти составило 16% по сравнению с исходной массой и 30% для ступицы. Это позволяет снизить вес всего гребного винта на 26%.

В связи с условностью расчетных методик оценки прочностных характеристик гребных винтов с использованием статического распределения номинального давления параметры напряженно-деформированного состояния оптимизированного варианта гребного винта оценивались путем сравнения его напряженного состояния с исходным литым вариантом. твердого блока. Были рассчитаны поля эквивалентных напряжений фон Мизеса в исходной и оптимизированной версиях гребного винта. Установлено, что как характер, так и общий уровень напряженно-деформированного состояния практически не изменились. В оптимизированной версии максимальные значения напряжений, локализованные в очень небольшой области, увеличились с 29,3 МПа до 40,7 МПа, т.е. увеличились на 39%. Таким образом, можно сделать вывод, что винт с оптимизированной конструкцией имеет характеристики надежности, близкие к исходному литому варианту.

На рисунке 5(д-е) показано изготовление ступицы и лопастей посредством ПЛВ. Рисунок 5(ж-з) показан наплавленный винт до и после обработки с ЧПУ и ручной полировки.

После всех этапов изготовления винт был взвешен. Весовые испытания показали, что масса готового изделия составляет 105 кг. Это на 20% меньше оригинальной литой конструкции.



**Рисунок 5.** Этапы топологической оптимизации и изготовления гребного винта судна.

Себестоимость производства ПЛВ почти поровну складывается из материальных затрат (45% - для сплавов железа, 55% - для титановых сплавов) и трудозатрат (55% и 45% соответственно).

Из данных расчетных данных установлено, что себестоимость производства по традиционной технологии составляет 94 - 98% затрат на трудоемкость. А стоимость материала составляет всего 2-4%. Более того, степень использования материала в различных производственных процессах более важна, чем стоимость сырья на кг (сталь или титановый сплав). В первом приближении коэффициент использования материала можно использовать в качестве критерия для оценки возможности замены традиционной технологии на ПЛВ. Низкий коэффициент использования материала соответствует длительной обработке. В результате изделию присущи высокие трудозатраты и материальные потери. Для ПЛВ-процесса коэффициент использования материала стремится к 100%.

## 5. Вывод

Прямое лазерное напыление - это передовой производственный процесс, который имеет большой потенциал интеграции во многие отрасли машиностроения, включая судостроение.

В процессе ПЛВ стали 06X15H4DM достигается высокая прочность при низких показателях вязкости и пластичности. С целью устранения дисбаланса комплекса механических свойств, предложено проведение термической обработки.

На основе анализа взаимосвязи термической обработки, механических свойств и структуры стали 06X15H4DM был установлен наиболее подходящий режим окончательной термической обработки для выращенных образцов, состоящий из двукратного отпуска ( $T=620^{\circ}\text{C}$ ), при котором образуется мелкодисперсная структура отпущенного реечного мартенсита, обеспечивающий комплекс свойств, равный материалу, полученному по традиционной технологии.

Фазовый состав во всех образцах представлен ОЦК – Fe. Для образцов после высокого отпуска, кроме ОЦК решетки присутствует ещё и ГЦК в виде остаточного аустенита ( $\gamma$ ) в образце № 3 Режим 2  $T=650^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}$   $\gamma = 11\%$ , №4 Режим 3  $T=620^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}$   $\gamma = 14\%$ , №5 Режим 4  $T=620^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ч}/x2$   $\gamma = 9\%$ .

Прогресс в вычислительной технике приводит к изменению подходов к проектированию конструкций. Это расширяет возможности использования математических вычислительных методов при создании новых конструкций и продуктов в соответствии с заданными критериями качества. С помощью вычислительных технологий для DLD можно как проектировать изделия необходимой геометрии, так и создавать оптимизированные конструкции меньшего веса, обеспечивающие работоспособность при нагрузках.

Экономический эффект от замены традиционных технологических процессов на DLD-процесс увеличивается с увеличением количества удаляемого материала из заготовки или с увеличением количества технологических операций.

## Список использованной литературы:

- [1] F. Khodabakhshi, M. H. Farshidianfar, A. P. Gerlich, M. Nosko, V. Trembošová, A. Khajepour, Microstructure, strain-rate sensitivity, work hardening, and fracture behavior of laser additive manufactured austenitic and martensitic stainless steel structures, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 756, 2019, pp. 545-561.
- [2] Ramesh Singh, Chapter 6 - Welding Corrosion Resistant Alloys – Stainless Steel, *Applied Welding Engineering, Processes, Codes, and Standards*, 2012, pp. 191-214.
- [3] L. B. Winck, J. L. A. Ferreira, J. A. Araujo, M. D. Manfrinato, C. R. M. da Silva, Surface nitriding influence on the fatigue life behavior of ASTM A743 steel type CA6NM, *Surface and Coatings Technology*, Vol.232, 2013, pp. 844-850.
- [4] F. Mirakhorli, X. Cao, X-T. Pham, P. Wanjara, J. L. Fihey, Phase structures and morphologies of tempered CA6NM stainless steel welded by hybrid laser-arc process, *Materials Characterization*, Vol. 123, 2017, pp. 264-274.
- [5] Gleb Turichin, Evgeny Zemlyakov, Olga Klimova, Konstantin Babkin, Hydrodynamic Instability in High-speed Direct Laser Deposition for Additive Manufacturing, *Physics Procedia*, Vol. 83, 2016, pp. 674-683.
- [6] G.A. Turichin, O.G. Klimova, E.V. Zemlyakov, K.D. Babkin, D.Yu. Kolodyazhnyy, F.A. Shamray, A.Ya. Travyanov, P.V. Petrovskiy, Technological Aspects of High Speed Direct Laser Deposition Based on Heterophase Powder Metallurgy, *Physics Procedia*, Vol. 78, 2015, pp. 397-406.
- [7] G. Turichin, M. Kuznetsov, I. Tsibulskiy, A. Firsova, Hybrid Laser-Arc Welding of the High-Strength Shipbuilding Steels: Equipment and Technology, *Physics Procedia*, Vol. 89, 2017, pp. 156-163.
- [8] N. Ur Rahman, L. Capuano, S. Cabeza, M. Feinaeugle, A. Garcia-Junceda, M. B. de Rooij, D. T. A. Matthews, G. Walmag, I. Gibson, G. R. B. E. Römer, Directed energy deposition and characterization of high-carbon high speed steels, *Additive Manufacturing*, Vol. 30, 2019, 100838
- [9] Xuan Zhao, Shiyun Dong, Shixing Yan, Xiaoting Liu, Yu Xin Liu, Dan Xia, YaohuiLv, Peng He, Binshi Xu, Hongsheng Han, The effect of different scanning strategies on microstructural evolution to 24CrNiMo alloy steel during direct laser deposition, *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 138557
- [10] Alexandre Trudel, Martin Lévesque, MyriamBrochu, Microstructural effects on the fatigue crack growth resistance of a stainless steel CA6NM weld, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 115, 2014, pp. 60-72
- [11] J. X. Fang, S. Y. Dong, S. B. Li, Y. J. Wang, B. S. Xu, J. Li, B. Liu, Y. L. Jiang, Direct laser deposition as repair technology for a low transformation temperature alloy: Microstructure, residual stress, and properties, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 748, 2019, pp. 119-127
- [12] Shenghua Zhang, Pei Wang, Dianzhong Li, Yiyi Li, Investigation of the evolution of retained austenite in Fe–13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel during intercritical tempering, *Materials&Design*, Vol. 84, 2015, pp. 385-394.
- [13]Shaopeng Wei, Gang Wang, Jianchao Yu, YimingRong, Competitive failure analysis on tensile fracture of laser-deposited material for martensitic stainless steel, *Materials & Design*, Vol. 118, 2017, pp. 1-10.
- [14] S. Sarafan& P. Wanjara& H. Champliaud& D. Thibault, Characteristics of an autogenous single pass electron beam weld in thick gage CA6NM steel, *Int J AdvManufTechnol* (2015) 78:1523–1535
- [15]Marta Pozuelo, Jacob W. Stremfel, Jenn-Ming Yang, Jaime Marian, Strengthening to softening transition in lath martensite, *Materialia*, Vol. 5, 2019, 100254

- [16] S. Sarafan, P. Wanjara, H. Champlaud, L. Mathieu, J. Lanteigne, CHARACTERISTICS OF ELECTRON BEAM WELDED CA6NM, *Materials Science and Technology (MS&T)* 2013, pp. 720-732.
- [17] Yongzhen Yao, Yuhua Huang, Bo Chen, Caiwang Tan, Yi Su, Jicai Feng, Influence of processing parameters and heat treatment on the mechanical properties of 18Ni300 manufactured by laser based directed energy deposition, *Optics & Laser Technology*, Vol. 105, 2018, pp. 171-179
- [18] Denis Thibault, Philippe Bocher, Marc Thomas, Jacques Lanteigne, Pierre Hovington, Patrice Robichaud, Reformed austenite transformation during fatigue crack propagation of 13%Cr–4%Ni stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, 2011, pp. 6519-6526.
- [19] В. В. Цуканов, Л. К. Цыганко, С. Н. Петров, Г. А. Шандыба, А. И. Зиза, Структурные превращения при термической обработке литейной коррозионно-стойкой стали мартенситного класса, *Металлообработка 3 (93)/2016*, -С.42-48
- [20] Peng Wen, ZhipengCai, Zhenhua Feng, Gang Wang, Microstructure and mechanical properties of hot wire laser clad layers for repairing precipitation hardening martensitic stainless steel, *Optics & Laser Technology*, Vol. 75, 2015, pp. 207-213
- [21] Yuanyuan Song, Xiuyan Li, Lijian Rong, Yiyi Li, Anomalous Phase Transformation from Martensite to Austenite in Fe-13%Cr-4%Ni-Mo Martensitic Stainless Steel, *Journal of Materials Science & Technology*, Vol. 26, 2010, pp. 823-826.
- [22] Denis Thibault, Philippe Bocher, Marc Thomas, Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, 2009, pp 2195-2202.
- [23] Bendsoe, M. P., Sigmund O. *Topology Optimization. Theory, Methods and Applications*. Springer, 2003.
- [24] Bendsoe MP, Sigmund O. Material interpolation schemes in topology optimization. *Archives of Applied Mechanics*. 1999. 69 (9-10). pp 635 – 654.
- [25] ANSYS Documentation Release 15.0: SAS IP, Inc.