МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-66-71
УДК 621.7.04

Поступила 28.07.2024
Received 28.07.2024

ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЬНОЙ ЗАГОТОВКИ С ПОКРЫТИЕМ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА

М. Н. ВЕРЕЩАГИН, С. И. КИРИЛЮК, Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: kirilik@gstu.by

В работе представлены температурные профили на глубине стальной заготовки с покрытием из аморфного сплава на железной основе при импульсном воздействии лазерного излучения. При действии теплового источника постоянной мощности процесс распространения теплоты стремится к предельному квазистационарному состоянию. Определен выбор технологических режимов воздействия лазерного излучения при сочетании скорости сканирования лазерного луча и мощности излучения. Установлена глубина расплавленного слоя материала заготовки при сканировании в условии получения качественного изделия.

Ключевые слова. *Лазерная закалка, температура, стальная заготовка, аморфный сплав, покрытие, охлаждение.*
Для цитирования. *Верещагин, М. Н. Высокоэнергетическая обработка стальной заготовки с покрытием из высокопрочного аморфного сплава / М. Н. Верещагин, С. И. Кирилюк // Литье и металлургия. 2024. № 3. С. 66–71. https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-66-71.*

HIGH-ENERGY TREATMENT OF STEEL BILLET WITH COATING FROM HIGH-STRENGTH AMORPHOUS ALLOY

M. N. VERESHCHAGIN, S. I. KIRILYUK, P.O. Sukhoj Gomel State Technical University, Gomel, Belarus, 48, Oktober ave. E-mail: kirilik@gstu.by

The paper presents temperature profiles at the depth of a steel billet with a coating of an iron-based amorphous alloy under the pulsed effect of laser radiation. With the action of a constant power heat source, the heat propagation process tends towards a limiting quasi-stationary state. The choice of technological modes of laser radiation exposure with a combination of laser beam scanning speed and radiation power is determined. The depth of the molten layer of the billet material during scanning under the condition of obtaining a high-quality product has been established.

Keywords. *Laser hardening, temperature, steel billet, amorphous alloy, coating, cooling.*
For citation. *Vereshchagin M. N., Kirilyuk S. I. High-energy treatment of steel billet with coating from high-strength amorphous alloy. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 66–71. https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-66-71.*

Одним из основных результатов воздействия лазерного излучения на металлические материалы является изменение температурных полей обрабатываемого вещества, определение которых при воздействии импульсов излучения с продолжительностью более 10^{-9} с при плотностях мощности энергетического потока 10^9 Вт/см^2, возможно при использовании закономерностей классической теории теплопроводности [1].

В исследуемом процессе высокоэнергетическая обработка стальной заготовки с покрытием и высокопрочного аморфного сплава на железной основе осуществляется за счет оплавления предварительно нанесенного на поверхность основного материала легирующего вещества, в результате чего происходит сплавление легирующего слоя с материалом основы. Сплавление слоев приводит к изменению химического состава сплава вблизи поверхности образца, а последующее быстрое охлаждение расплава – к фиксированию метастабильных структур.

Метод поверхностной закалки из жидкого состояния получил название «лазерное глазурирование» [2].

Для осуществления данного процесса используется излучение плотностью мощности 10^4–10^7 Вт/см^2. При перемещении обрабатываемой поверхности под лучом лазера тонкие слои материала расплавляются, а затем быстро затвердевают. Изменяя мощность и время воздействия лазерного излучения на обрабатываемые участки поверхности материала, можно получить широкий спектр структурных состояний. Результаты лазерной закалки определяются не только аморфизирующими свойствами материала,

энергетическими и технологическими факторами, но и характером распределения излучения в сечении лазерного пучка [2].

В работах [3,4] рассмотрен процесс нагрева двухслойной металлической системы импульсом лазерного излучения с нормальным распределением плотности мощности по сечению пучка.

В случае идеального контакта металлических слоев примерно с одинаковыми теплофизическими свойствами с учетом принятых допущений математическая формулировка данной теплофизической задачи примет вид [3]:

$$\frac{1}{a}\frac{\partial T(x,y,z,t)}{\partial t}=\frac{\partial^2 T(x,y,z,t)}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T(x,y,z,t)}{\partial y^2}+\frac{\partial^2 T(x,y,z,t)}{\partial z^2}, \quad (1)$$

где $T(x,y,z,t)$ – температурное поле нагреваемого тела; a – коэффициент температуропроводности; x,y,z – пространственные координаты; t – переменная времени.

При начальном условии:

$$\overline{T}(x,y,z,0)=\overline{T}_0, \quad (2)$$

где T_0 – температура окружающей среды;

при граничных условиях:

$$\frac{\partial T(0,x,y,z,t)}{\partial t}=-\frac{q_m A}{\lambda}\exp(-k(y^2+z^2)), \quad (3)$$

где $q_m=\frac{Pk}{\pi}$ – плотность мощности источника нагрева в центре пятна лазерного излучения; A – поглощающая способность материала; λ – коэффициент теплопроводности; $k=\frac{3}{r_п^2}$ – коэффициент сосредоточенности, характеризующий форму кривой нормального распределения; $r_п$ – радиус пятна лазерного излучения; P – мгновенная мощность лазерного излучения;

$$T(\infty,y,z,t)=T_0; \quad (4)$$

$$\frac{\partial T(x,0,z,t)}{\partial y}=\frac{\partial T(x,\infty,z,t)}{\partial y}=\frac{\partial T(x,y,0,t)}{\partial z}=\frac{\partial T(x,y,\infty,t)}{\partial z}=0. \quad (5)$$

Решение системы уравнений (1)–(5) дает выражение для расчета температурных полей в полубесконечном теле, по поверхности которого прямолинейно с постоянной скоростью движется источник тепла с нормальным распределением плотности мощности [3]:

$$T(x,y,z,t)=T_0+\frac{q_m A}{4k\lambda\sqrt{\pi a}}\int_0^t \frac{e^{\frac{x^2}{4at}}e^{-\frac{(y+Vt)^2+z^2}{4a(t+t_0)}}}{t(t+t_0)}dt, \quad (6)$$

где V – скорость перемещения источника тепла вдоль оси OY.

При длительном действии теплового источника постоянной мощности, перемещающегося прямолинейно с постоянной скоростью, процесс распространения теплоты стремится к предельному квазистационарному состоянию.

Время установления предельного состояния можно ориентировочно определить по времени $t_п$ прохождения пятна лазерного излучения своего диаметра:

$$t_п=\frac{2r_п}{V}. \quad (7)$$

В случае времени нагрева $t>t_п$ успевает пройти теплонасыщение в зоне обработки, т.е. устанавливается квазистационарный режим нагрева.

Полученные зависимости позволяют произвести оценку влияния режима лазерной обработки на распределение температурных полей, установить закономерности распространения тепла и связать их с фазовыми превращениями в металле.

С точки зрения получения качественного изделия при выполнении лазерного легирования или плакирования металлических деталей необходимо выполнение двух условий: проплавление всего легирующего слоя в части основного металла (условие получения надежного соединения слоев) и недостижение на поверхности обработки температуры кипения (условие получения качественного рельефа поверхности) [3].

На рис. 1 показаны ТВП-диаграмма (I–II) и кривые охлаждения прецизионного сплава на железной основе на поверхности двухслойной металлической системы после нагрева его лазерным излучением [3].

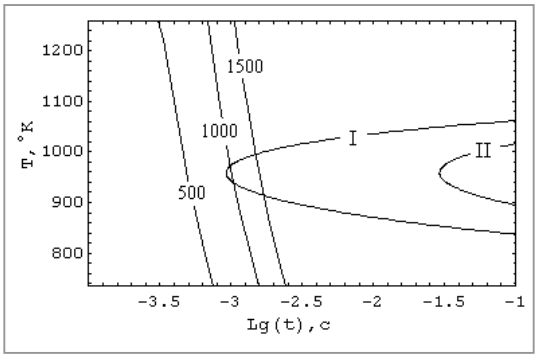

Рис. 1. ТВП-диаграмма (I–II) и кривые охлаждения металлического (Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si) изделия при его обработке движущимся источником лазерного излучения (I – начало кристаллизации; II – окончание кристаллизации; цифры на кривых – мощность источника излучения, Вт; параметры обработки: $d_п$=0,5 мм; V=200 см/с)

Форму ТВП-диаграммы определяли конкурированием двух процессов, действующих в противоположных направлениях: увеличением движущей силы процесса кристаллизации с ростом переохлаждения и снижением подвижности атомов [5].

Для получения аморфной структуры кривые, характеризующие тепловые условия охлаждения сплава, должны находиться левее линии ТВП-диаграммы.

Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при взаимодействии лазерного импульса длительностью 5 мс, диаметром 0,5 мм в центре зоны воздействия показан на рис. 2 [3]. Как видно из рисунка, технологические режимы воздействия ограничены значениями энергии в импульсе от 4 до 12 Дж. При воздействии излучения с энергией импульса вне указанного диапазона будет отсутствовать проплавление легирующего слоя или произойдет его закипание с испарением в окружающую среду. Максимальная глубина проплавления соответствует энергии 12 Дж и не превышает 130 мкм. Зоной лазерного влияния при импульсном воздействии является круг.

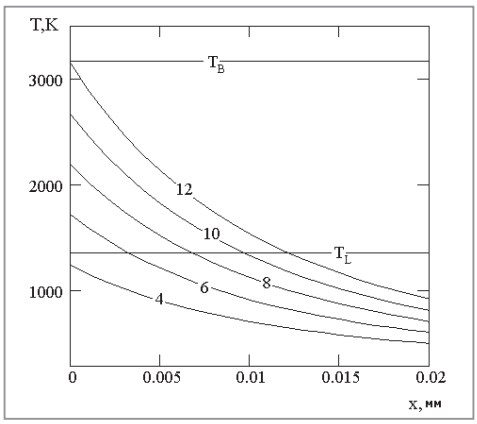

Рис. 2. Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при импульсном воздействии лазерного излучения (режим обработки: T=5 мс, $d_п$=0,5 мм; T_L – температура плавления; $T_в$ – температура кипения; цифры на кривых – энергия импульса, Дж) [3]

Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при сканировании лазерного излучения по поверхности заготовки показан на рис. 3 [3].

В данном случае выбор технологических режимов воздействия определяется сочетанием скорости сканирования лазерного луча V и мощности излучения P. Выбор сочетаний V и P из условия отсутствия кипения поверхности обработки можно найти из рис. 4 [3]. В диапазоне температуры поверхности 1200–3000 К обработку следует проводить мощностью 100–500 Вт. В общем случае воздействия подвижного лазерного излучения глубина проплавления уменьшается с увеличением скорости сканирования и уменьшением мощности излучения (рис. 5) [3]. Как видно из рисунков, глубина проплавления при сканировании луча в условии получения качественного изделия не превышает 200 мкм.

При лазерной обработке со сканированием луча лазера зоной термического влияния является полоса рис. 6, причем с увеличением скорости сканирования луча лазера по поверхности ширина зоны лазерного влияния уменьшается, что также происходит при уменьшении мощности источника излучения.

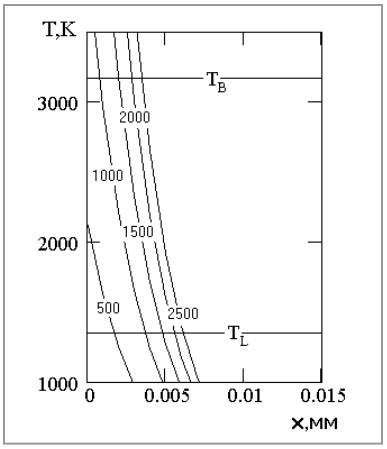

Рис. 3. Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при импульсном воздействии лазерного излучения по поверхности (режим обработки: V=200 см/с; $d_п$=0,5 мм; T_L–температура плавления; $T_в$–температура кипения; цифры на кривых – энергия импульса, Дж) [3]

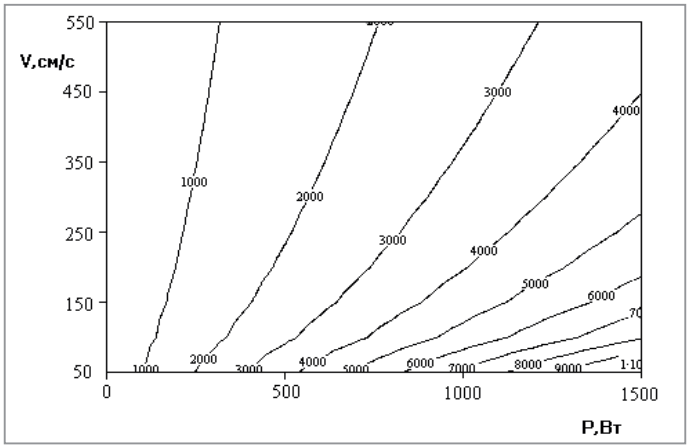

Рис. 4. Температура поверхности стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si в центре пятна лазерного излучения в зависимости от скорости сканирования и мощности излучения ($d_п$=0,5 мм; цифры на кривых – температура, К) [3]

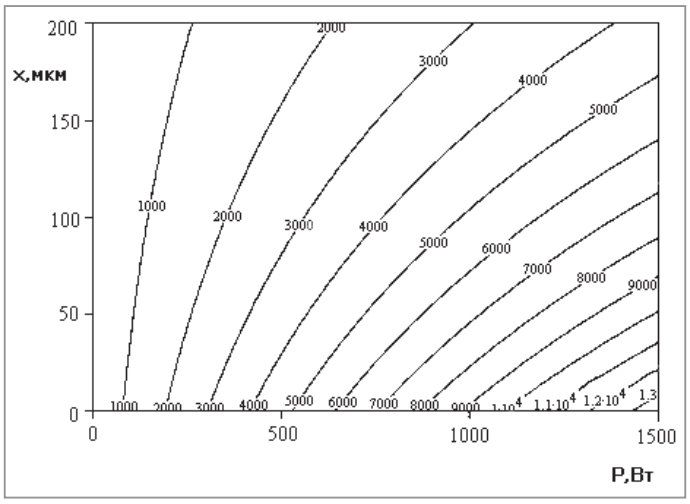

Рис. 5. Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si в зависимости от мощности лазерного излучения при сканировании лазерного луча по поверхности (режим обработки: V=50 см/с; $d_п$=0,5 мм) [3]

Одним из наиболее значимых факторов процесса импульсной поверхностной обработки (ИЛПО) является плотность мощности (величина энерговклада) лазерного излучения (ЛИ) на обрабатываемой поверхности (10^3–10^6 Вт/см^2). Причем существуют три диапазона энерговклада [3]. При малом энерговкладе,

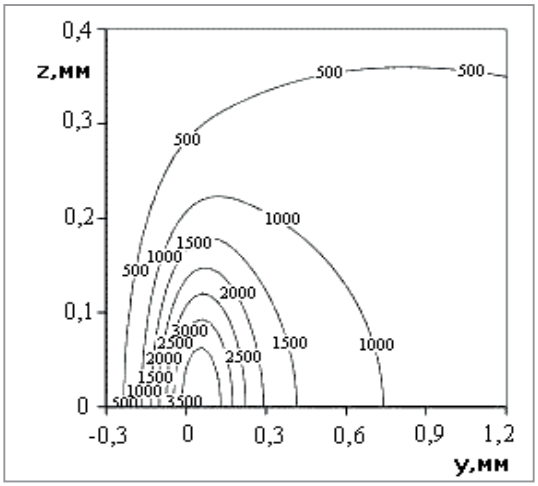

Рис. 6. Температурное поле поверхности стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при сканировании лазерного излучения вдоль оси y в отрицательном направлении (центру пятна излучения соответствует координата $z=0$, $y=0$; режим обработки: $V=50$ см/с, $P=500$ Вт; $d_п=0{,}5$ мм) [3]

когда отсутствует проплавление материала основы, процессы легирования и наплавки отсутствуют. При среднем энерговкладе (однородное по длине лазерной дорожки проплавление материала основы на небольшую глубину) происходит процесс лазерной наплавки материала с незначительным изменением химического состава наплавляемого слоя и формированием высокой адгезионной связи покрытия и заготовки. Сплавление осуществляется за счет конвективного массопереноса в жидкой фазе, инициированного в поле высоких температурных градиентов. При высоком энерговкладе, когда имеет место значительное проплавление материала основы, происходит процесс легирования поверхности изделия со значительным перераспределением легирующего слоя в глубь основы. Температура поверхности обработки значительно превышает температуру кипения материала, что приводит к удалению жидкой фазы из зоны обработки механизмами плавления вымывания и взрывного объемного кипения [1].

Результаты экспериментальных исследований свидетельствуют о том, что наплавка покрытия на металлическую основу из сталей Ст3, 45, 20ХВ начинается при средней мощности ЛИ на поверхность обработки около 1800–2000 Вт/см^2, а легирование – при 3500–4000 Вт/см^2. Практически одинаковые границы диапазонов энерговкладов при обработке указанных сталей объясняются их незначительно различающимися теплофизическими свойствами.

Другим важным фактором ИПЛО является частота следования импульсов ЛИ. С увеличением данного технологического параметра происходит снижение времени остывания металла в паузах между импульсами, что ведет к повышению энерговклада и средней температуры в материале образца. Для получения аморфно-кристаллического слоя на поверхности изделия частота следования импульсов ЛИ не должна превышать 3–8 Гц, тогда как при частоте импульсов ЛИ более 10 Гц аморфизация поверхности не происходит.

Исследование полученных образцов показало, что зона лазерного воздействия (ЗЛВ) имеет слоистое строение, имеющих различные по природе фазовые превращения. Первый слой – зона оплавления (ЗО) получен при закалке из расплавленного состояния. При средней величине энерговклада ($f \le 3-8$ Гц) вне зависимости от материала основы все образцы имели аморфно-кристаллическую структуру, что свидетельствовало о размытии и (или) исчезновении на дифрактограммах дифракционных максимумов и отсутствие травимости поверхностного слоя в царской водке. Количество аморфной фазы в поверхностном слое составляло 70–80 %. Кристаллическая составляющая была представлена α-фазой, интерметаллическим соединением $FeCr$ и $FeCrMo$ и металлическим соединением Fe_2B. Микротвердость ЗО составляла 800–910 HV, причем большие значения наблюдались в нижней части зоны.

Характерной особенностью микроструктуры ЗО образцов при высоком энерговкладе ($f > 10$ Гц) является ее тонкое столбчатое строение с преимущественной ориентировкой главных осей дендритов в направлении теплоотвода (перпендикулярно к границам раздела оплавленной зоны и основы металла).

Фазовый состав ЗО по данным количественного рентгенофазового анализа состоял из α-фазы, металлических Fe_2B, Co_2B, Ni_2B и интерметаллических соединений $FeCr$ и $FeCrMo$. Отсутствие аморфной фазы связано с увеличением средней температуры материала основы за счет увеличения количества вводимой энергии и уменьшением стеклообразующей способности расплавленного металла

из-за изменения химического состава наплавляемого сплава при конвективном перемешивании с расплавом материала основы [3].

Второй слой – зона термического влияния (ЗТВ) получен при закалке из твердого состояния. Особенность структуры данного слоя обусловлена неполной и негомогенной (по углероду) аустенизацией материала основы в условиях высокоскоростного лазерного нагрева (закалка из двухфазной $\alpha+\gamma$-фазы области). Различные структуры и микротвердости в ЗВТ определяются отличиями химического состава, исходной структуры, температуры полиморфных и фазовых превращений [3].

Третий слой имеет структуру и микротвердость исходного материала основы.

Наибольший интерес представляют структура и микротвердость ЗЛВ, когда в процессе ИЛПО с изменением химического состава в поверхности сформирована аморфно-кристаллическая структура.

При обработке образцов с основой из стали Ст3 зона оплавления представляет собой аморфно-кристаллический (до 20 % кристаллической фазы) слой толщиной 70–100 мкм при микротвердости 820–870 HV. ЗВТ имеет толщину 10–25 мкм и микротвердость 230–300 HV. Структура обусловлена закалкой из двухфазной ($\alpha+\gamma$-фазы) области, образующейся вследствие неполного $\alpha\rightarrow\gamma$-превращения в условиях высоких скоростей нагрева. ЗВТ переходит в ферритно-перлитную структуру с микротвердостью 130–160HV.

При наплавке аморфизирующегося сплава на металлическую основу из стали 45 аморфно-кристаллический слой (до 25 %) имеет толщину 75–100 мкм и микротвердость 800–870 HV. ЗВТ характеризуется структурной неоднородностью. Микротвердость ЗВТ – 290–350 HV. Особенность структуры ЗВТ – неполная и негомогенная (по углероду) аустенизация при высокоскоростном нагреве и увеличение содержания углерода в химическом составе сплава. Толщина ЗВТ – 15–25 мкм с переходом в исходную ферритно-перлитную структуру с микротвердостью 120–140 HV [3].

В случае обработки образцов с основой из стали 20ХВ ЗО – аморфно-кристаллический слой толщиной 70–90 мкм с микротвердостью 800–850 HV. ЗВТ толщиной 15–30 мкм имеет микротвердость 430–470 HV и состоит из мартенсита и большого количества аустенита. Исходная структура основы образцов феррито-перлитная с микротвердостью 210–280 HV.

Во всех случаях повышение микротвердости в ЗВТ по сравнению с основой образца связано с закалкой и (или) наклепом (в том числе и фазовым) вследствие пластического деформирования материала в поле высоких термических напряжений. Наблюдаемый разрыв и скачкообразное увеличение микротвердости по толщине обусловлены резким изменением химического состава на границах оплавления.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Лыков, А. В.** Теория теплопроводности / А. В. Лыков.– М.: Высшая школа, 1967.– 600 с.
2. **Леонтьев, П. А.** Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов / П. А. Леонтьев, Н. Г. Чеканова, М. Г. Хан.– М.: Машиностроение, 1986.– 142 с.
3. **Верещагин, М. Н.** Модифицирование металлических дисперсий при высокоэнергетической обработке / М. Н. Верещагин, С. Н. Целуева, М. Ю. Целуев.– Гомель: ГГТУ им. П. О. Сухого, 2022.– 298 с.
4. **Верещагин, М. Н.** Теплофизический анализ модифицирования поверхности заготовки лазерным излучением / М. Н. Верещагин, С. Н. Целуева, М. Ю. Целуев // Литье и металлургия.– 2019.– № 2.– С. 92–98.
5. **Верещагин, М. Н.** Структурообразование прецизионных сплавов при быстрой закалке из расплава / М. Н. Верещагин, М. Ю. Целуев, С. Н. Целуева // Вестник ГГТУ им. П. О. Сухого.– 2019.– № 1.– С. 41–49.
6. Лазерная и электроннолучевая обработка материалов: справочник / Н. Н. Рыкалин [и др.].– М.: Машиностроение, 1985.– 496 с.

REFERENCES

1. **Lykov A. V.** *Teoriya teploprovodnosti* [Theory of thermal conductivity]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1967, 600 p.
2. **Leontiev P. A., Chekanova N. G., Khan M. G.** *Lazernaya poverhnostnaya obrabotka metallov i splavov* [Laser surface treatment of metals and alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1986, 142 p.
3. **Vereshchagin M. N., Tselueva S. N., Tseluev M. Yu.** *Modificirovanie metallicheskih dispersij pri vysokoenergeticheskoj obrabotke* [Modification of metal dispersions during high-energy processing]. Gomel, Sukhoi State Technical University of Gomel Publ., 2022, 298 p.
4. **Vereschagin M. N., Tselueva S. N., Tseluev M. Yu.** Teplofizicheskij analiz modificirovaniya poverhnosti zagotovki lazernym izlucheniem [Thermophysical analisis of modification of the surface of the workpiece by laser radiation]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy,* 2019, no. 2, pp. 92–98.
5. **Vereshchagin M. N., Tseluev M. Yu., Tselueva S. N.** Strukturoobrazovanie precizionnyh splavov pri bystroj zakalke iz rasplava [Structure formation of precision alloys during rapid quenching from a melt]. *Vestnik GGTU im. P. O. Suhogo = Bulletin of Sukhoi State Technical University of Gomel,* 2019, no. 1, pp. 41–49.
6. **Rykalin N. N. et al.** *Lazernaya i elektronnoluchevaya obrabotka materialov: spravochnik* [Laser and electron beam processing of materials: reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985, 496 p.