Салтыков, И.Р. Расчет напряженно-деформированного состояния композиционного керамического покрытия на основе B_4C-BN, нанесенного на стальную матрицу методом лазерной наплавки / И.Р. Салтыков, М.Д. Кривилев, Е.В. Харанжевский. – DOI: 10.15593/perm.mech/2025.4.12 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2025. – № 4. – С. 154–166.

Perm Polytech Style: Saltykov I.R., Krivilyov M.D., Kharanzhevskiy E.V. Stress-strain analysis of a composite ceramic coating B_4C-BN deposited on a steel matrix by laser cladding. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2025, no. 4, pp. 154-166. DOI: 10.15593/perm.mech/2025.4.12

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 4, 2025
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2025.4.12
УДК 539.3

РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО КЕРАМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ B_4C-BN, НАНЕСЕННОГО НА СТАЛЬНУЮ МАТРИЦУ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

И.Р. Салтыков[1], М.Д. Кривилев[1,2], Е.В. Харанжевский[1]

[1]Удмуртский государственный университет, Ижевск, Российская Федерация
[2]Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Ижевск, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 18 июля 2025 г.
Одобрена: 29 октября 2025 г.
Принята к публикации:
01 ноября 2025 г.

Ключевые слова:

керамические покрытия для стали, лазерный синтез, наплавка, карбид бора, нитрид бора, остаточные напряжения, напряженно-деформированное состояние.

АННОТАЦИЯ

Покрытия на основе B_4C-BN формируют сверхтвердый поверхностный слой со сверхнизким коэффициентом трения и перспективны для использования в парах трения с высокими относительными скоростями трения скольжения. Использование метода лазерной наплавки при нанесении покрытия обеспечивает его прочный адгезионный контакт с металлической матрицей за счет высоких температур обработки. В работе проведен анализ напряженно-деформированного состояния композиционного поверхностного слоя, формирующегося при охлаждении с высокой (до 10^5 К/с) скоростью охлаждения. Проанализирована структура покрытия, имеющего аморфно-кристаллическое строение, и ее влияние на напряженное состояние. Установлено, что в аморфной матрице имеются включения кристаллического нитрида бора с характерными размерами 30–50 нм. Далее методами математического моделирования проведен расчет уровня остаточных напряжений для всего цикла термического нагружения. По результатам моделирования выявлен следующий механизм, что последовательная наплавка дорожек (элементов) покрытия приводит к сложному термомеханическому воздействию. В покрытии и в приповерхностном слое металлической матрицы формируются знакопеременные по времени и пространству напряжения. Это приводит к возникновению концентраторов напряжений на границе между отдельными дорожками и развитию поперечных трещин. При этом не прогнозируется значительных напряжений в направлении, перпендикулярном поверхности. Этим объясняется отсутствие трещин вдоль границы «покрытие – матрица» и наблюдаемая в триботехнических испытаниях высокая адгезия покрытия к матрице. Дополнительно исследован вопрос релаксации напряжений и упругой энергии в результате формирования трещин. Прогнозируется снижение упругой энергии на 60–70 %, что снижает остаточные напряжения до уровня 400–500 МПа. Полученные результаты применимы для оптимизации режимов лазерной обработки с целью получения покрытий с наименьшим уровнем остаточных напряжений.

© **Салтыков Илья Романович** – аспирант, лаборант-исследователь лаборатории физики конденсированных сред,
e-mail: ir.saltykov@gmail.com, ORCID: 0009-0003-8907-9287
Кривилев Михаил Дмитриевич – д. ф.-м. н., заведующий лабораторией физики конденсированных сред,
e-mail: mk@udsu.ru, ORCID: 0000-0002-0239-2883
Харанжевский Евгений Викторович – д. т. н., заведующий лабораторией физики и химии материалов,
e-mail: eh@udsu.ru, ORCID: 0000-0002-1525-2169

Ilya R. Saltykov – graduate student, laboratory assistant at the Laboratory of Condensed Matter Physics,
e-mail: ir.saltykov@gmail.com, ORCID: 0009-0003-8907-9287
Mikhail D. Krivilyov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Head of the Laboratory of Condensed Matter Physics,
e-mail: mk@udsu.ru, ORCID: 0000-0002-0239-2883
Evgeniy V. Kharanzhevskiy – Doctor of Technical Sciences, Head of the Laboratory of Materials Physics and Chemistry,
e-mail: eh@udsu.ru, ORCID: 0000-0002-1525-2169

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

STRESS-STRAIN ANALYSIS OF A COMPOSITE CERAMIC COATING B_4C-BN DEPOSITED ON A STEEL MATRIX BY LASER CLADDING

I.R. Saltykov[1], M.D. Krivilyov[1,2], E.V. Kharanzhevskiy[1]

[1]Udmurt State University, Izhevsk, Russian Federation
[2]Udmurt Federal Research Center, Ural Branch, Russian Academy of Science, Izhevsk, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 18 July 2025
Approved: 29 October 2025
Accepted for publication:
01 November 2025

Keywords:

ceramic coatings for steel, laser synthesis, surfacing, boron carbide, boron nitride, residual stresses, stress-strain state.

ABSTRACT

Coatings based on B_4C-BN form a super-hard surface layer with an ultra-low friction coefficient and are promising for friction pairs with high relative sliding friction velocities. Using the laser cladding method for coating deposition ensures its strong adhesive contact with the metal matrix because of high processing temperatures. The paper analyzes the stress-strain state of the composite surface layer formed during cooling at a high (up to 10^5 K/s) cooling rate. The structure of the coating, which has an amorphous-crystalline structure, and its effect on the stress state are analyzed. It was revealed that crystal inclusions of boron nitride with a characteristic size between 30 and 50 nm are embedded into the amorphous matrix. Then, using the methods of mathematical modeling of the thermal loading cycle, the level of residual stresses is calculated. Based on the simulation results, the following mechanism has been confirmed. The sequential cladding of tracks (i.e. elements of the coating) leads to a complex thermo-mechanical interaction. In the coating and surficial region of the matrix, the alternating in time and space stress is formed. It leads to generation of stress points between individual tracks, hence, to the development of transverse cracks. At the same time, there is no significant stress in the direction perpendicular to the surface. Therefore, cracks along the coating–matrix interface are absent and this explains a strong bounding between the coating and metallic matrix. In addition, the elastic energy and stress relaxation as a result of crack formation are studied. A decrease of the elastic energy up to 60–70 % is predicted, that diminishes the residual stresses to the level of about 500 MPa. The obtained results apply to optimize laser processing regimes in order to get coatings with the lowest level of residual stresses.

Введение

Разработка новых материалов, комбинирующих высокие механические и коррозионные свойства, сопряжена с постоянным расширением требований к таким материалам. Повышаются нормативные показатели по относительной скорости, температуре нагрева и ударопрочности в парах трениях подшипников скольжения. В связи с этим требуется дальнейшее развитие не только композиционных покрытий с отмеченными свойствами, но также и способов их нанесения и надежной фиксации на поверхности деталей. Сравнение различных классов материалов показывает, что керамические покрытия проявляют хорошее сочетание твердости, стойкости к износу, теплостойкости при заметном снижении коэффициента трения [1; 2].

Карбид бора относится к соединениям с выдающимися триботехническими свойствами. Он обладает низкой плотностью, высокой температурой плавления, высоким модулем Юнга и твердостью, что сопоставимо только с нитридом бора и алмазом [3]. Экспериментальные исследования показали, что трибологические свойства карбида бора зависят от атмосферного давления, температуры поверхности трения и влажности рабочей среды [4; 5]. При этом было отмечено, что резкое снижение коэффициента трения с 0,4–1,0 до 0,1–0,2 происходит при высоких относительных скоростях скольжения. Этот эффект связан с образованием тонкой пленки смазки, состоящей из оксида бора, борной кислоты и графита, как описано ранее в литературе [1; 2] и было подтверждено авторами статьи по результатам термодинамического моделирования [6].

Научно-технической проблемой при использовании покрытий на основе карбида бора является их применимость только до 600 °C в окислительной и влажной атмосфере. Эта особенность проявляется в стальных изделиях вследствие наличия структурных дефектов, охрупчивающих фаз, карбидной сетки и высокотемпературного окисления во влажной атмосфере [7]. Следовательно, требуется подбор химического состава покрытия, который снижает действие перечисленных выше факторов. Одним из решений является добавка оксидов магния и лития, что повышает трибологические свойства за счет постепенного износа и образования пленки смазки на основе гидроксида лития. Таким образом, можно отметить, что подбор состава покрытий на основе карбида бора в настоящее время достаточно хорошо развит как в мировой, так и в отечественной науке.

Более сложной технической проблемой является поиск способа нанесения покрытия. Это связано с высокими сдвиговыми напряжениями в парах трения, которые сопряжены с нормальными ударными напряжениями в результате износа и люфта в парах трения. Одним из методов нанесения является химическое газовое осаждение или магнетронное распыление на мишени [8]. При этом основными ограничениями таких способов является низкая адгезия покрытия к относительно мягким подложкам, включая стали. По этой причине

практическое применение возможно только на твердых подложках, преимущественно используемых в режущих инструментах. Сравнительно недавно получил развитие метод лазерной наплавки, который обеспечивает высокую степень адгезии и может применяться на сталях. В цикле публикаций [9; 10] и исследований (проект РНФ №19-79-20012), выполненных авторами статьи, было показано, что покрытия на основе карбида бора с добавкой нитрида бора и оксидов металлов позволяют подобрать покрытие практически к любой комбинации материалов в паре трения. Была показана применимость для пар «сталь – сталь», «сталь – бронза», «сталь – алюминиевый сплав». Ключевым фактором является подбор такой системы легирования, которая бы обеспечивала самосмазывание и предотвращала схватывание трущихся поверхностей.

При всей гибкости в подборе химического состава в отмеченной инженерной задаче по-прежнему недостаточно изученной проблемой является снижение факторов, приводящих к отслаиванию покрытия в процессе трения. Можно выделить два основных фактора, которые снижают адгезионную прочность покрытия:

1. Возникновение поперечных трещин в покрытии из-за неравномерности теплового нагружения в процессе лазерной наплавки. Обычно наплавка производится в виде дорожек, последовательно наносимых на металлическую матрицу. В результате на границах дорожек формируются и распространяются по направлению к матрице поперечные трещины.

2. На гетерогенной поверхности раздела «металл – керамика» вследствие различия коэффициентов термического расширения возникают высокие термические напряжения. Это провоцирует образование концентраторов напряжений, которые взаимодействуют с дефектами микроструктуры и дислокационными сетками. Как следствие, возможно зарождение продольных трещин и отслаивание отдельных участков покрытия.

Среди работ, наиболее близких к решаемой в исследовании задаче, следует отметить [11–15]. В работах [11; 12] предложена комплексная математическая модель для расчета полей температур, деформаций и напряжений при формировании покрытий на подложке с учетом кинетики и выделяемой теплоты сопряженных химических реакций. Показано, что для описания напряженно-деформированного состояния после анализа уравнений баланса и уравнений движения можно перейти к одномерной постановке в приближении плоского напряженного состояния. По результатам моделирования сделан вывод, что нестационарность процесса теплового нагружения в значительной степени влияет на синтез покрытия, когда в покрытии продолжается реакция синтеза уже вдали от ушедшего лазерного источника. Отмечено, что для исследуемой системы сложно сделать однозначный вывод о величинах напряжений и деформаций из-за противоположного влияния различных факторов. Близкие результаты получены и в настоящей статье для другой постановки задачи.

В [13] отмечается, что в алюминиевых сплавах эвтектический каркас в дендритных зернах микроструктуры образцов, полученных методом СЛП, является источником концентрации напряжений. Это приводит к локализации деформации на уровне элементов кристаллической структуры, что потенциально ведет к фрагментации зерен уже на начальных стадиях деформирования. В [14] показано, что элементы микроструктуры активно взаимодействуют с локальными дефектами и полем остаточных напряжений. Отмечено, что разница механических свойств на границе и объеме ванны расплава приводит к разупрочнению материала. Это инициирует распространение трещин в приграничных областях зоны термического воздействия и способствует распространению трещин вдоль границ зоны оплавления. По данным [15] формирование напряженно-деформированного состояния (НДС) при аддитивной 3D-печати или лазерной наплавке определяется физико-механическими процессами на микроскопическом уровне, но их развитие в гораздо больше степени определяется внешними и макроскопическими процессами, чем это характерно для литейных методов производства. В результате выстроить единую систему факторов, влияющих на прочность, можно только качественно. Количественное моделирование формирования НДС даже на современном этапе развития МДТТ затруднено даже с учетом известной истории температурного воздействия.

Ключевым фактором в анализе механических свойств покрытия является адекватная оценка уровня остаточных напряжений. При газоплазменном напылении Al_2O_3 и Cr_2O_3 покрытий в [16] термические напряжения в результате закалки варьируются между 100 и 300 МПа. Авторы отмечают, что в покрытии наблюдается небольшой градиент напряжений в направлении от поверхности к матрице. При этом трещины, поры и подвижные межзеренные границы служат приемниками изгибающих моментов сил, появляющихся в результате напыления и охлаждения. В работе [17] исследовали напряжения, возникающие при лазерном диспергировании оксидов алюминия и хрома на поверхности мягкой стальной матрицы. Выявлено, что при увеличении скорости сканирования с 200 до 500 мм/с уровень остаточных напряжений возрастает со 100 до 200 МПа для оксида алюминия. Для покрытия на основе оксида хрома происходит даже снижение напряжений с 100 МПа до низконапряженного состояния. Авторы отмечают, что комбинированное действие различных механизмов может приводить к генерации в покрытии как сжимающих, так и растягивающих напряжении.

Целью настоящей работы является теоретический анализ и математическое моделирование НДС керамического покрытия на основе системы B_4C-BN, получаемого при лазерной наплавке. Для этого в статье исследуются тепловые режимы обработки поверхности, локальность теплового воздействия, формирование остаточных напряжений непосредственно в самом покрытии и в приповерхностной зоне металлической мат-

рицы. Основной практической задачей является описание неоднородности полей деформаций и напряжений в покрытии, а также объяснение НДС в связке с режимами и этапами лазерной наплавки. Данная задача является актуальной и не была до конца исследована, по мнению авторов, в литературе, хотя в отдельных работах сделаны успешные попытки для описания протекающих физико-механических явлений.

Концептуальная (физическая) постановка задачи

Проводится моделирование температурного нагружения и деформации керамического покрытия на основе B_4C-BN, формируемого на поверхности матрицы из конструкционной стали марки 40 методом лазерной наплавки. Для этого смесь порошков карбида B_4C и нитрида BN бора размешивается в гептане и наносится в виде суспензии на поверхность детали перед лазерной обработкой. Под действием высоких температур происходит плавление керамических частиц и их активное взаимодействие с металлической матрицей. В результате образуется прочное керамическое покрытие с аморфной структурой, имеющее в структуре субмикронные включения кристаллической фазы BN. Лазерная обработка производится импульсным лазером, обеспечивающим высокоинтенсивное тепловое воздействие в локальной зоне. В работе использовался следующий режим лазерного воздействия: средняя мощность лазерного источника 20 Вт, частота импульсов 20 кГц, энергия одного импульса 1 мДж. В результате обеспечивается плотность мощности лазерного излучения $3{,}5 \cdot 10^{13}$ Вт/м^2. Толщина покрытия составляет от 5 до 50 мкм для различных составов керамической смеси. Дополнительные технические детали приведены авторами в предыдущих публикациях [9; 18].

Проведенные механические и трибологические испытания показали, что формируемое покрытие обладает высокой прочностью и выдерживает значительные сдвиговые нагрузки, что важно при использовании в парах трения. Предел прочности покрытия трудно измерить прямым методом из-за его малой толщины и отсутствия объемных образцов для проведения испытаний на растяжение. На основе измерения микромеханических характеристик получена следующая оценка. Методом кинетического индентирования (ГОСТ Р 8.577-2011) алмазной пирамидой Берковича проведена оценка микротвердости покрытий из карбида бора B_4C, смеси карбида бора с нитридом бора B_4C+BN, а также с добавлением оксида магния B_4C+BN+MgO. Результаты измерения микротвердости покрытий на стальной подложке показали существенный разброс значений от 17 до 30 ГПа. Микротвердость подложки без покрытия составляет 2,5 ГПа. Измеренный модуль Юнга покрытия принимает значения в интервале 620 ÷ 960 ГПа. Как известно из литературы, перерасчет микротвердости в предел текучести не является прямым методом определения текучести. В большинстве задач они связаны линейно через коэффициент пересчета. Если использовать коэффициент пересчета 3, то предел текучести покрытия составляет от 5,6 до 10 ГПа, и он близок к пределу прочности из-за отсутствия пластичности покрытия. По этой причине для описания деформирования покрытия далее в расчетах использована только модель упругого деформирования.

При этом коэффициент трения скольжения принимает сверхнизкое значение менее 0,05, что подтверждено данными повторяющихся испытаний [9]. Наблюдаемое поведение при интенсивном износе требует более детального исследования, поскольку покрытие имеет трещины, расположенные перпендикулярно поверхности изделия (рис. 1). Таким образом, описание напряженно-деформационного состояния поверхностной зоны и границы перехода от покрытия к матрице имеет особое значение для подбора наилучших режимов лазерной наплавки.

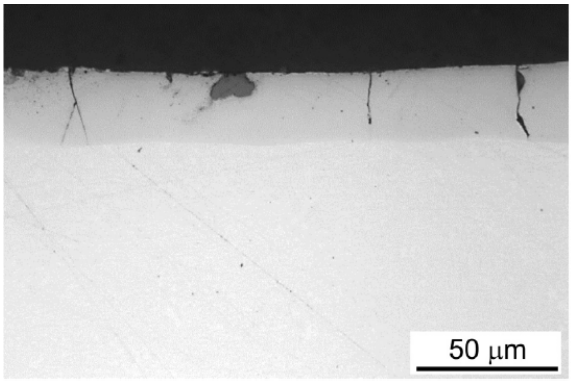


Рис. 1. Боковая поверхность шлифа покрытия B_4C-BN, нанесенного на металлическую матрицу из стали 40

Fig. 1. Side surface of the polished section of the coating B_4C-BN, applied to a metal matrix made of steel 40

Рассмотрим основные физико-механические допущения при анализе НДС изучаемой системы. Наличие включений отдельных фаз учитывается за счет применения эффективных упругих и теплофизических свойств. Такое осреднение проведено с использованием аналитического расчета модели «на ячейке» [19; 20]. В результате при наноскопическом размере включений порядка 10–20 нм их влияние на механические свойства было осреднено в микроскопических локальных объемах с характерными размерами 5–50 мкм, соответствующих толщине наносимого покрытия. Различие в масштабах составляет почти 3 порядка величины, что позволяет использовать такой подход.

Следующим этапом является анализ изменения НДС системы «покрытие – подложка» в процессе лазерной наплавки слоя B_4C-BN на стальную матрицу. Математическое моделирование позволяет получить оценку интенсивности напряжений, возникающих в покрытии в условиях локализованного лазерного нагрева и последующего охлаждения. Расчет проводится в двумерной 2D-постановке с рассмотрением после-

довательной наплавки нескольких элементов покрытия. Термограмма процесса приведена на рис. 2. Отметим, что расчеты [21], проведенные на предыдущих этапах исследований, выявили скорости нагрева порядка $10^5 \div 10^7$ град./с и скорости охлаждения порядка $10^3 \div 10^5$ град./с. Из-за высоких скоростей нагрева и охлаждения при нанесении покрытия методом лазерного синтеза на термограмме появляются характерные области перегрева – участок Г и переохлаждения – участок Е. О высокой скорости охлаждения свидетельствуют также данные рентгеноструктурного анализа, по результатам которого покрытие имеет аморфную структуру [9].

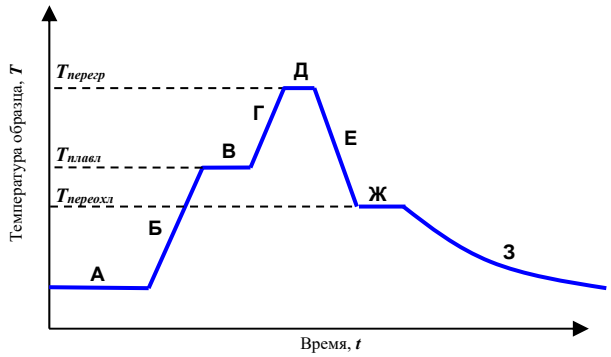


Рис. 2. Термограмма процесса наплавки покрытия B_4C-BN на стальную подложку: А – исходная температура, Б – нагрев, В – плавление керамического порошка и поверхностного слоя, Г – перегрев, Д – перегретое состояние поверхности, Е – охлаждение, Ж – затвердевание (аморфизация или кристаллизация), З – охлаждение затвердевшего покрытия

Fig. 2. Thermogram of the process of surfacing the coating B_4C-BN on a steel substrate: А – initial temperature, Б – heating, В – melting of the ceramic powder and surface layer, Г – overheating, Д – dwell, Е – cooling, Ж – solidification (amorphization or crystallization), З – cooling of the hardened coating

По результатам анализа теплофизических условий при наплавке покрытия для решения задачи приняты следующие допущения:

1. Анализируется последовательная наплавка трех дорожек покрытия на поверхность металлической матрицы. На рис. 3 приведена схема рассматриваемой задачи на втором этапе расчета, когда наплавляется дорожка посередине расчетной области, слева уже присутствует сформированная дорожка, справа на поверхности нанесен порошковый керамический слой.

2. В модели отсутствует перекрытие между наплавляемыми дорожками.

3. В качестве начальных условий принимается отсутствие деформаций и напряжений металлической матрицы.

4. Для керамического покрытия B_4C-BN не учитываются механизм снятия напряжений за счет пластической деформации. В работе [22] частицы карбида бора также рассматриваются как упругие.

5. Теплоотводом в газовую фазу пренебрегается, так как его вклад мал в сравнении с теплоотводом в металлическую матрицу. Ранее проведенные расчеты [21] показывают, что теплоотвод энергии поглощенного лазерного излучения в атмосферу при температурах, не достигающих кипения, приблизительно в 5–8 раз меньше теплоотвода в матрицу.

6. С учетом предыдущего пункта вместо решения тепловой задачи используется аналитическое решение [23] в приближении полубесконечной пластины для теплового поля в зоне наплавки, которое рассматривает теплоотвод в металлическую матрицу как основной механизм теплоотвода.

7. На стадии охлаждения кристаллизация тугоплавкого покрытия на основе B_4C-BN начинается раньше при температурах ~2500 °С, чем кристаллизуется расплавленный металлический поверхностный слой при температуре 1500 °С. Делается допущение, что процесс накопления значимых напряжений начинается после кристаллизации металлического поверхностного слоя, когда формируется зона контакта «покрытие – матрица».

8. Усадка (изменение плотности при кристаллизации) металлической матрицы не рассматривается. В данном случае мы также пренебрегаем процессами испарения металла и его структурными изменениями вследствие высокоскоростной термической обработки.

Математическая модель

Математическая модель описывает представительную область (см. рис. 3) изделия, на поверхность которого с помощью лазерной наплавки наносится керамическое покрытие. Наплавка производится последовательно нанесением покрытия дорожками слева направо. В результате неоднородного по пространству и модулированного по времени лазерного нагрева происходит сложное тепловое нагружение поверхностного слоя, которое формирует неравномерное НДС, возникающее при охлаждении. Размеры расчетной области составляют $L_x \times L_y = 450 \times 307$ мкм, где покрытие толщиной $d = 7$ мкм ориентировано горизонтально и наносится на металлическую матрицу сверху. Входными данными являются:

– геометрические размеры подложки $L_x^{под} \times L_y^{под} = 450 \times 300$ мкм геометрические размеры покрытия $L_x^{покр} \times L_y^{покр} = 450 \times 7$ мкм интервал температур, при которых рассматривается появление и рост термических деформаций $\Delta T = 20 \div 1500$ °С теплофизические и механические свойства покрытия и металлической матрицы.

Выходными данными модели являются:

– нестационарное распределение температуры T в расчетной области;

– диаграммы и графики распределения отдельных компонент тензора напряжений σ_{ij} напряжений по Мизесу σ_{Mises} расчетной области в зависимости от времени.

Расчет проводился в системе инженерного анализа Comsol Multiphysics [24]. Дискретизация уравнений мо-

дели проведена методом конечных элементов с использованием интерполяционных полиномов Лагранжа 2-го порядка [25]. Для математического описания решаемой задачи удобно разделить расчетную область на две подобласти (рис. 4). Подобласть Ω_1 охватывает зону термического влияния (ЗТВ) лазерного излучения и непосредственной наплавки покрытия на подложку, в которой используется расчетная сетка с высокой степенью пространственной дискретизации. Подобласть Ω_2 выделена для сведения к минимуму влияния граничных условий, в результате конечно-элементная сетка загрублена. Подобласть Ω_1, в свою очередь, также разделена на подобласти, обозначающие отдельные элементы покрытия (подобласти $\Omega_{1.1}$–$\Omega_{1.3}$) и проплавляемые части матрицы под ними (подобласти $\Omega_{1.4}$–$\Omega_{1.6}$).



Рис. 3. Схема теплоотвода при наплавке покрытия, использованная для концептуальной постановки задачи

Fig. 3. Heat transfer scheme in laser surfacing, used for conceptual formulation of the problem

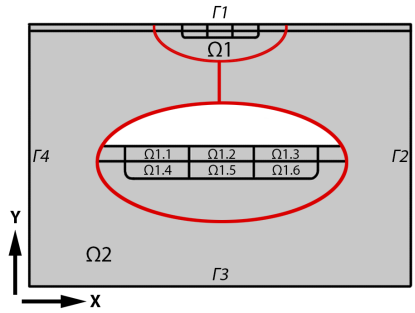


Рис. 4. Расчетная область, в которой выделены подобласти $\Omega_{1.1}$–$\Omega_{1.3}$, соответствующие наносимым дорожкам покрытия, и подобласти $\Omega_{1.4}$–$\Omega_{1.6}$, представляющие область стальной подложки с наиболее интенсивным тепловым воздействием и деформациями

Fig. 4. The calculation domain, which includes the subdomains $\Omega_{1.1}$–$\Omega_{1.3}$, corresponding to the applied coating paths, and the subdomains $\Omega_{1.4}$–$\Omega_{1.6}$, representing the area of the steel substrate with the most intense thermal stress and deformation

Основные уравнения модели включают две подзадачи:

А. Тепловая задача, для решения которой используется аналитическое решение Розенталя [23], близкое к точному решению для нестационарного нагрева полубесконечной пластины с движущимся точечным источником:

$$T(t,x,y,z) = T_0 + \frac{k_{abs}P}{2\pi \mathrm{k} r}\exp\left[-\frac{v}{2\alpha_T}\left(r(t)+x\right)\right], \quad (1)$$

где T_0 – температура окружающей среды, k_{abs} – коэффициент поглощения тепла поверхностью (коэффициент поглощения лазерного излучения в контексте лазерного синтеза), P – мощность, k – коэффициент теплопроводности, $r(t) = \sqrt{(x-x_0)^2+(y-y_0)^2+(z-z_0)^2}$ – расстояние от анализируемой точки до источника тепла, где $\{x_0, y_0, z_0\}$ – координаты положения лазерного луча, $\boldsymbol{v}_{\text{луча}}$ скорость движения источника, $\alpha_T = k/\rho c_p$ – коэффициент температуропроводности, ρ – плотность, c_p – коэффициент теплоемкости. В качестве двумерной аппроксимации считаем, что лазер двигается по оси z, т.е. перпендикулярно плоскости рисунка. Закон изменения z координаты положения центра пятна лазера задается уравнением $z_0(t) = z_0(t{=}0) + v_{\text{луча}}t$.

Б. Задача расчета напряженно-деформированного состояния:

$$\rho\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \nabla \cdot S, \quad (2)$$

где **S** – тензор напряжений, **u** – вектор перемещений. Тензор **ε** деформаций определяется выражением:

$$\varepsilon = \frac{1}{2}\left[(\nabla \mathbf{u})^T + \nabla \mathbf{u}\right]. \quad (3)$$

Для рассматриваемой двумерной задачи использовано приближение обобщенного плоского деформированного состояния, при котором деформации в направлении, перпендикулярном плоскости рассмотрения равны постоянному значению, т.е. $\varepsilon_{zz} = \text{const}$.

Пластическое деформирование в задаче описывается с помощью ассоциированного закона течения [26]:

$$\dot{\varepsilon} = \lambda\frac{\partial Q_p}{\partial S}, \quad (4)$$

где $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$ – производная тензора пластических деформаций, λ – пластический множитель, Q_p – пластический потенциал. Используется нелинейный степенной закон пластического деформирования:

$$\sigma_{ys} = \sigma_{ys0} + \mathrm{k}\left(\varepsilon_{pe}\right)^n, \quad (5)$$

где σ_{ys0} – значение предела текучести, k – коэффициент прочности, n – коэффициент упрочнения, ε_{pe} – относительная пластическая деформация. На нижней границе Γ_3 задано условие ограничения перемещений **u** вдоль вектора нормали **n**:

$$\mathbf{u} \cdot \mathbf{n} = 0. \quad (6)$$

Уравнением связи для сопряжения тепловой задачи с расчетом НДС является уравнение для тепловых деформаций в линейном приближении:

$$\varepsilon = \alpha\left(T - T_{ref}\right), \quad (7)$$

где α – коэффициент теплового расширения, T – температура в конкретный момент времени, T_{ref} – начальная температура, при которой тепловые напряжения считаются пренебрежимо малыми.

Для получения вычислительных результатов, достоверно воспроизводящих экспериментальные данные, важно задать теплофизические и основные механические свойства. Значения этих параметров, использованные в расчетах, приведены в табл. 1. Важно отметить значительное (более чем в 2,5 раза) различие в коэффициентах температурного расширения α и модулях Юнга E между покрытием и матрицей. Данное различие является причиной возникновения значительных термических напряжений, которые приводят к возникновению трещин и потенциально к отслоению покрытия. В табл. 1 также приведены значения коэффициентов k и n для модели пластического деформирования [27]. Значение коэффициента прочности k было увеличено по сравнению с литературными данными для получения сходимости задачи. В табл. 2 приведены характеристики лазерного излучения, использованные в аналитическом решении для теплового источника (формула (1)).

Таблица 1

Теплофизические и основные механические свойства керамического покрытия B_4C-BN и металлической матрицы из стали 40

Table 1

Thermophysical and basic mechanical properties of the ceramic coating B_4C-BN and the metal matrix made of steel 40

Свойство	Обозначение [единицы измерения]	Покрытие (B_4C-BN)	Матрица (сталь 40)
Плотность	ρ [кг/м^3]	2200	7880
Теплопроводность	k [Вт/(м·К)]	44	47
Теплоемкость	C_p [Дж/(кг·К)]	2305	500
Коэффициент температурного расширения	α [1/К]	$5 \cdot 10^{-6}$	$13{,}6 \cdot 10^{-6}$
Коэффициент Пуассона	μ	0,25	0,33
Коэффициент прочности	k [МПа]	–	800
Коэффициент упрочнения	n	–	0,234

Второй важной особенностью процесса деформирования является высокая зависимость основных механических свойств от температуры. Рисунок 5 показывает зависимость модуля Юнга и предела текучести от температуры, использованные при расчете НДС металлической матрицы из стали 40. Использована наиболее простая линейная аппроксимация по снижению механических свойств с ростом температуры. Более сложные и точные зависимости не требуются в данной задаче, поскольку расчет НДС происходит при нестационарной температуре с высокой скоростью охлаждения и при большом различии в коэффициентах линейного расширения. В данной ситуации точность аппроксимации не столь важна по сравнению с погрешностью, вносимой в модель физическими допущениями, использованными при концептуальной постановке задачи. Недостаточное снижение предела текучести в области высоких температур ~1300 °C (140 МПа) по сравнению со справочным (12 МПа) объясняется отсутствием сходимости при задании реальных значений в модели из-за сильной обратной связи, возникающей в расчетной цепочке «нагружение – пластическая деформация – НДС». Снижение предела текучести приводит в расчетной задаче к высоким локальным деформациям, которые уже плохо отслеживаются в дискретной модели.

Таблица 2

Характеристики лазерного источника

Table 2

Characteristics of the laser source

Свойство	Обозначение [единицы измерения]	Величина
Мощность	P [Вт]	20
Скорость	$\mathbf{v}$ [м/с]	0,12
Коэффициент поглощения	k_{abz}	0,35
Температура окружающей среды	T_0 [К]	293

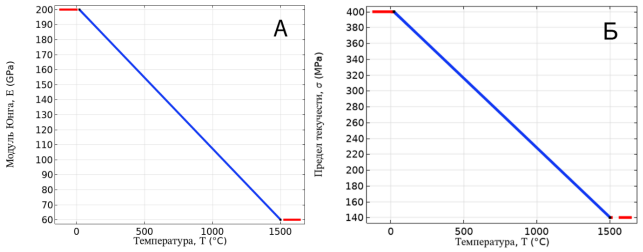


Рис. 5. Зависимость механических свойств матрицы из стали 40 от температуры, использованная в расчетах: *a* – модуль Юнга; *b* – предел текучести

Fig. 5. Dependence of mechanical properties of a steel 40 matrix on temperature used in simulations: *a* – Young's modulus; *b* – yield strength

Анализ напряженно-деформированного состояния

На рис. 6 представлены распределения напряжений по главным компонентам тензора деформаций и эквивалентные напряжений по Мизесу. Основным рассмат-

риваемым параметром, который будет анализироваться далее, были выбраны напряжения σ_{xx} по следующим причинам:

1. Компонента тензора напряжений σ_{yy} вносит лишь незначительный вклад в НДС системы.

2. Компонента σ_{zz} в двумерной аппроксимации данной задачи (так называемое, обобщенное плоское деформированное состояние, ε_{zz} = const) показывает завышенные и нереалистичные значения. Это, в свою очередь, влияет и на эквивалентное распределение по Мизесу.

На рис. 7 представлены графики распределения *xx*-компоненты тензора напряжений в вертикальном сечении расчетной области. С целью проследить влияние наплавки предыдущего (подобласть $\Omega_{1.1}$, см. рис. 7, *a*), последующего (подобласть $\Omega_{1.3}$, см. рис. 7, *c*) и непосредственно рассматриваемого элементов покрытия (подобласть $\Omega_{1.2}$, (см. рис. 7, *b*) для рассмотрения был выбран второй (центральный) участок наплавки, в котором изучалось изменение напряжений с течением времени на различных стадиях наплавки. Для всех графиков синяя линия обозначает момент начала действия лазерного источника, красная линия момент затвердевания (активации) расплавленных участков покрытия и металлической матрицы.

По результатам анализа распределений величины σ_{xx} при моделировании процесса лазерного синтеза покрытия B_4C-BN на стальной подложке были сделаны следующие выводы:

1. В результате высокоскоростного локального лазерного воздействия в зоне термического влияния наблюдаются значительные знакопеременные механические нагрузки. Значения возникающих напряжений меняют знак в зависимости как от координаты, так и от времени.

2. По результатам расчетов прогнозируется значительная неоднородность напряжений на границе «покрытие – матрица». В покрытии после полного остывания системы наблюдаются высокие сжимающие ($\sigma_{xx}<0$) напряжения величиной до 1000 МПа, которые при переходе в матрицу меняют знак. Таким образом, в области матрицы на удалении от 20–30 мкм от границы с покрытием модель предсказывает появление растягивающих ($\sigma_{xx}>0$) напряжений ~600 МПа.

3. В матрице непосредственно на границе с покрытием в процессе наплавки модель показывает высокие (порядка 700 МПа) растягивающие напряжения, соответствующие поверхности текучести.

4. Анализ показывает, что при наплавке каждой последующий дорожки на границе с предыдущим элементом покрытия возникают интенсивные (до 1500 МПа) растягивающие напряжения. Это является следствием активного локального разогрева подложки в результате действия лазера, что вызывает ее активное расширение. В свою очередь покрытие, обладающее меньшим КЛТР, подвергается действию высоких растягивающих напряжений. Данное явление мы считаем наиболее вероятным источником появления трещин в покрытии.

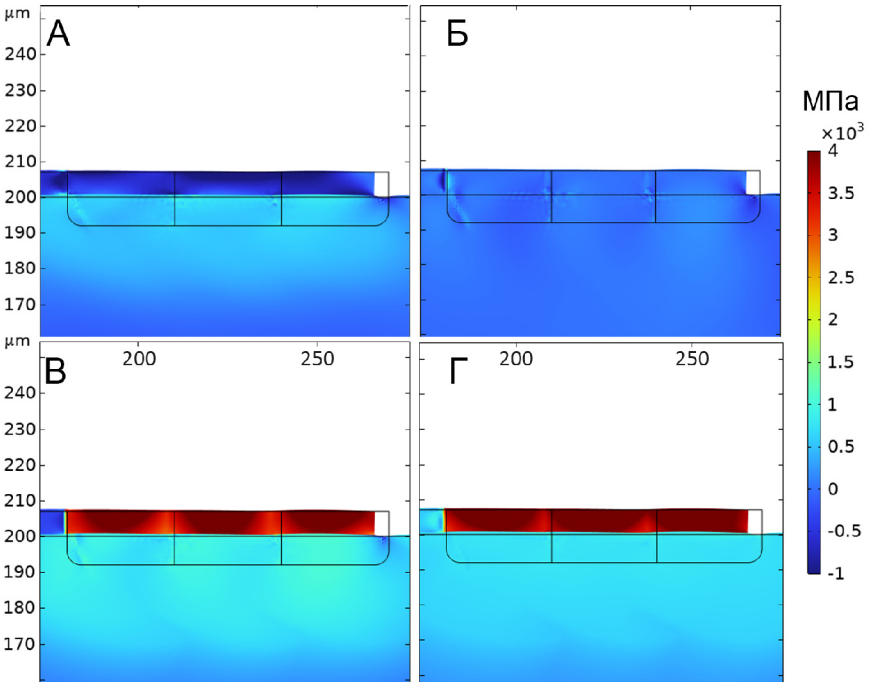


Рис. 6. Распределения значений главных компонент тензора напряжений σ_{xx} (А), σ_{yy} (Б), σ_{zz} (В) и интенсивности напряжений по Мизесу σ_{Mises} (Г) в плоскости, перпендикулярной направлению наплавки покрытия лазерным источником. Приведено итоговое распределение напряжений после последовательной наплавки трех дорожек покрытия B_4C-BN на матрицу стали 40

Fig. 6. Distributions of the principal components of the stress tensor σ_{xx} (A), σ_{yy} (Б), σ_{zz} (B) and Mises stress σ_{Mises} (Г) in the plane perpendicular to the direction of the coating deposition by the laser source. The final distribution of stresses after sequential deposition of three tracks of the coating B_4C-BN on the matrix of 40 steel is shown

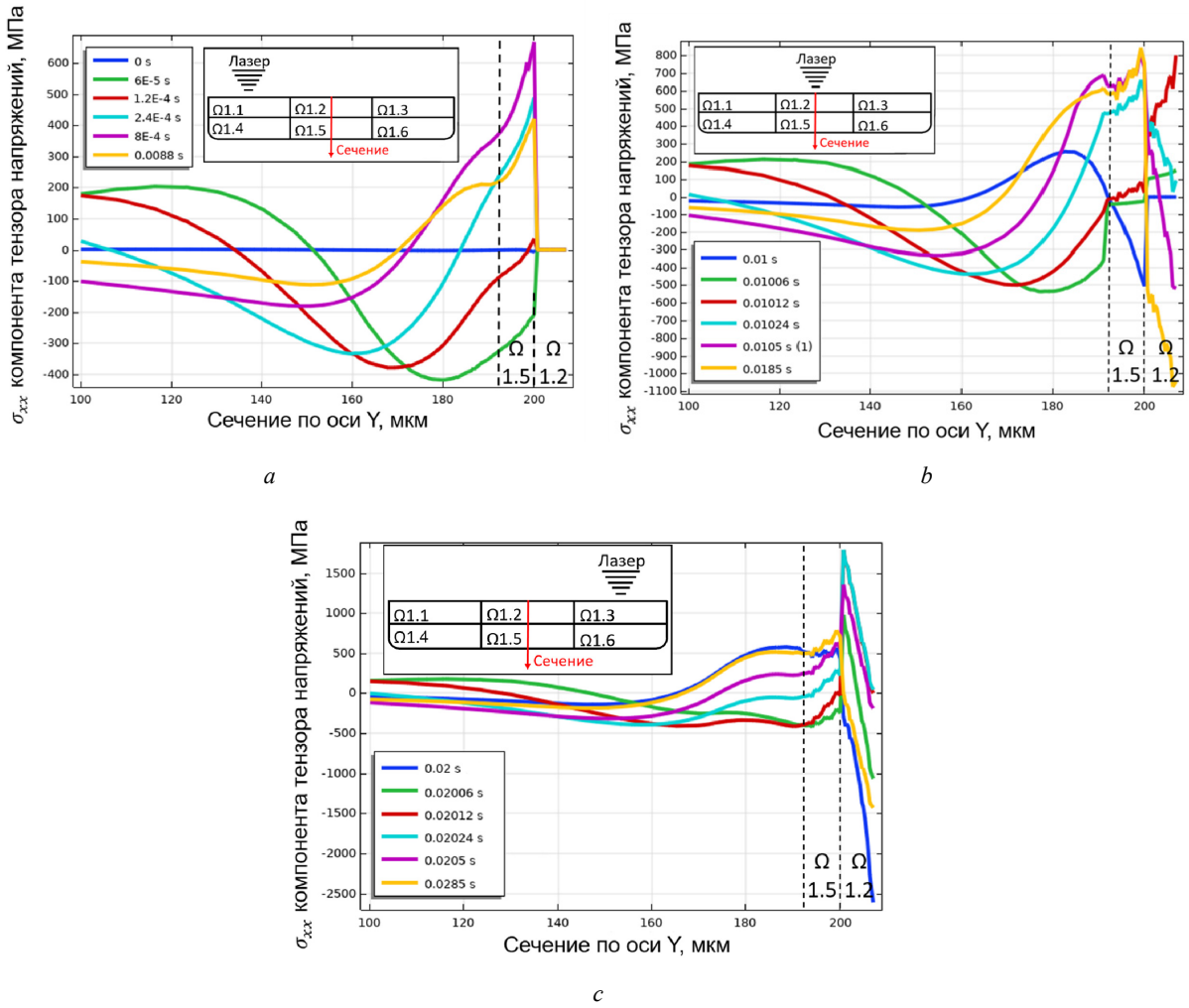


Рис. 7. График зависимости σxx компоненты тензора напряжений от координаты по оси *Y*. Приведены данные вертикального сечения для второй подобласти $\Omega_{1.2} + \Omega_{1.5}$ в процессе наплавки: *a* – первого элемента покрытия; *b* – второго элемента покрытия; *c* – третьего элемента покрытия. Положение лазера и анализируемого сечения указано в верхней части графиков в виде вставки. На *a* – *c* положение лазерного источника меняется, расположение сечения неизменно. Синяя линия – начало действия лазерного источника, красная линия – затвердевание расплавленной области (активация вычислительных доменов)

Fig. 7. Graph of the σ_{xx} component of the stress tensor versus the coordinate along the Y axis. The data for the vertical section for the second subdomain $\Omega_{1.2} + \Omega_{1.5}$ during the surfacing process are shown: *a* – the first coating element; *b* – the second coating element; *c* – the third coating element. The position of the laser and the analyzed section is indicated at the top of the graphs as an insert. In figures *a* – *c*, the position of the laser source changes, the location of the section is unchanged. The blue line is the beginning of the laser source action, the red line is the solidification of the molten region (domain activation)

5. Завышенные оценки по действующим напряжениям являются следствием завышенных показателей *k* и *n* в модели пластического деформирования (формула (5)), наличия концентраторов напряжений и использования двумерной аппроксимации сложного трехмерного НДС системы.

Приближенная оценка снижения уровня остаточных напряжений с учетом растрескивания

По результатам расчетов напряженно-деформированного состояния покрытия B_4C-BN выявлена неоднородная картина распределения напряжений. Наблюдаются как участки с действием высоких (до σ_{xx}~1500 МПа > 0) растягивающих напряжений, так и участки с высокими (до σ_{xx}~2000 МПа < 0) сжимающими напряжениями. Согласно литературным данным [28], образование трещин может происходить в обоих случаях, однако будет отличаться механизм сдвига поверхностей трещины (I – нормальный отрыв, II – поперечный сдвиг, III – продольный сдвиг). Математический аппарат для описания эволюции трещин методом подвижных автоматов предложен в работе [29], но его использование в практических расчетах на современном этапе вычислительно затратно. По этой причине далее применен классический способ анализа трещиностойкости. В нашем случае точная идентификация конкретного механизма роста трещин затруднительна, но распределение напряжений, полученное расчетным путем, позволяет провести

качественный анализ локализации концентраторов напряжений.

На рис. 8 приведено распределение нормальных напряжений σ_{xx} в горизонтальном сечении покрытия вдоль серединной линии. Показано распределение напряжений в горизонтальном сечении на промежуточной стадии наплавки. Данная стадия соответствует завершению наплавки второй дорожки и основной фазе наплавки третьей дорожки. Здесь зеленая линия соответствует активации лазера, а красная затвердеванию (активации) расплавленных участков ($\Omega_{1.3}$, $\Omega_{1.6}$). Из приведенного на рис. 8 графика видно, что в горизонтальном сечении регистрируются знакопеременные напряжения на отдельных стадиях теплового нагружения.

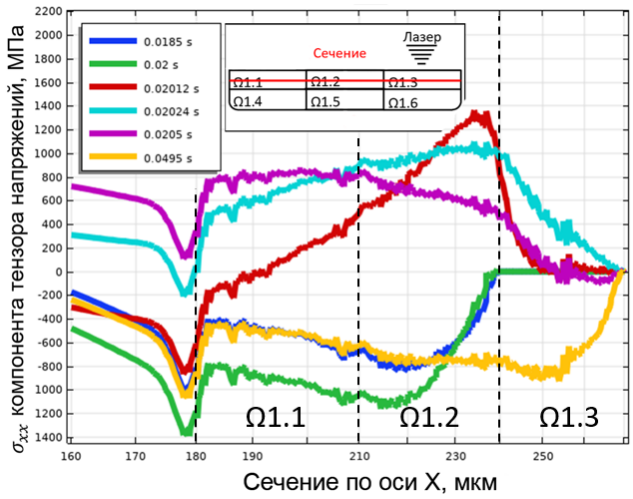


Рис. 8. График распределения компоненты тензора напряжений σ_{xx} в горизонтальном сечении покрытия вдоль серединной линии (показано на вставке) в различные моменты времени при наплавке третьего элемента покрытия $\Omega_{1.3}$. Зеленая линия – активация лазерного источника, красная линия – затвердевание расплавленных участков (активация доменов)

Fig. 8. Graph of the distribution of the stress tensor component σ_{xx} in the horizontal section of the coating along the central line (shown in the inset) at different moments in time. The green and red lines represent activation of the laser source and solidification of the molten areas (activation of domains) correspondingly

Изначально в наплавленной части покрытия (подобласти $\Omega_{1.1}$ и $\Omega_{1.2}$) регистрируются высокие сжимающие напряжения $\sigma_{xx} \sim [-800; -1000]$ МПа. В момент времени $t = 0{,}02$ с начинается действие лазерного источника в области третьего элемента (дорожки) покрытия. Из-за интенсивного расширения металлической матрицы при затвердевании третьей дорожки при $t = 0{,}02012$ с напряжения в покрытии меняют знак и становятся растягивающими с максимальным значением до 1200 МПа при $t = 0{,}02024$ с. При $t = 0{,}0205$ с происходит остывание и линейное сжатие поверхностного слоя металлической матрицы, что в дальнейшем (при $t = 0{,}0495$ с) снова обеспечивает сжимающие напряжения во всех элементах. В результате в покрытии формируются участки, в которых на определенных стадиях наплавки деформации сжатия переходят в деформации растяжения. Именно такая ситуация и является, по мнению авторов работы, потенциально опасной для зарождения и роста поперечных трещин, которые наблюдаются в покрытии и были приведены ранее на рис. 1.

Обращает на себя внимание тот факт, что НДС со знакопеременными напряжениями формируется во время процесса наплавки, когда температурное нагружение с высокими скоростями изменения температуры приводит к возникновению концентраторов напряжений на границе между соседними дорожками. Возникновение концентраторов происходит в момент, когда покрытие уже затвердело и обладает упругостью, но модуль Юнга по-прежнему ниже значений, регистрируемых при комнатных температурах. В результате рост трещины происходит не по хрупкому механизму и скорость роста трещины ограничена.

Вне зависимости от механизма, который вызывает трещинообразование, любую возникающую трещину в твердом теле можно рассматривать как участок снижения (сброса) упругой энергии деформации. В связи с чем, на наш взгляд, логично оценить падение остаточных напряжений в теле по мере возникновения и роста трещин. Для такой оценки первоначально была рассчитана удельная энергия W упругой деформации тела без учета разрушения. За значение W в нашем случае были приняты результаты численного моделирования, допуская, что покрытие во всем интервале температур деформируется упруго.

Согласно литературным данным [28], в результате возникновения трещины потенциальная упругая энергия пластины уменьшается на величину:

$$\Delta W = W - W_f = \frac{\pi\sigma^2 l^2}{\mathrm{E}}\left[\mathrm{H}\cdot\mathrm{м}\right]. \qquad (8)$$

где l – полудлина трещины, E – модуль Юнга, $\boldsymbol{\sigma}$ – интенсивность напряжений, приложенных к границе рассматриваемой пластины [30]. Энергия упругой деформации пластины оценивается как

$$W = \varkappa\cdot\mathrm{S} = \frac{\sigma^2 S}{2\mathrm{E}}[\mathrm{H}\cdot\mathrm{м}]. \qquad (9)$$

Тогда энергия упругой деформации пластины с трещиной составляет

$$W_f = W - \Delta W = \frac{\sigma^2 S}{2\mathrm{E}} - \frac{\pi\sigma^2 l^2}{\mathrm{E}}. \qquad (10)$$

По результатам численного расчета область действия растягивающих напряжений при наплавке элемента покрытия составляет $2L_{tr}$ (где L_{tr} – длина элемента покрытия по оси X), так как затрагивает непосредственно наплавляемый и весь предыдущий элемент. В нашем случае $L_{tr} = 30$ мкм, соответственно область действия растягивающих напряжений составляет 60 мкм. Средние растягивающие напряжения σ_{xx}, возникающие в данной области в процессе наплавки покры-

тия, достигают значений порядка 1000 МПа. Допуская, что напряжения в области распределены равномерно, а образующаяся трещина равноудалена от концов рассматриваемого участка, рассчитаем по формулам (8)–(10) энергию упругой деформации пластины без трещины и с трещинами разной длины. Результаты расчета приведены на рис. 9.

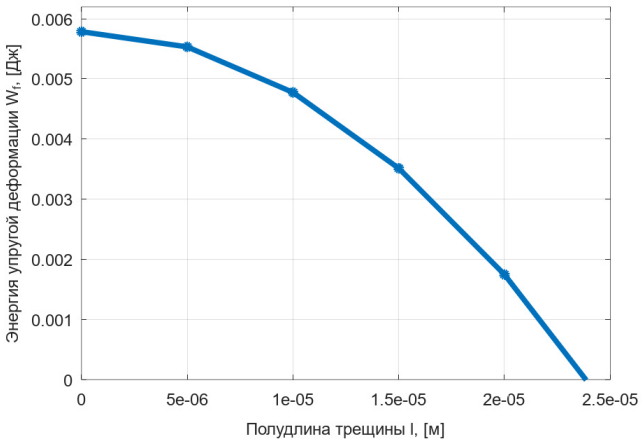


Рис. 9. График зависимости энергии упругой деформации пластины от полудлины трещины

Fig. 9. Graph of the dependence of the elastic deformation energy of the plate on the crack half-length

Средняя полудлина трещин, наблюдаемых в готовом покрытии, составляет 20 мкм. Из анализа графика на рис. 9 видно, что при такой величине трещины энергия упругой деформации пластины W падает на ~ 70 %. Учитывая квадратичную зависимость между W и σ и аппроксимируя результаты на всю площадь покрытия, можно сделать вывод, что напряжения в результате растрескивания снизятся до 50 % и будут соответствовать уровню ~500 МПа, что соответствует данным в литературе [16; 17] для керамических покрытий.

Заключение

Выполнен теоретический анализ механизмов формирования НДС покрытия состава B_4C–BN, нанесенного на матрицу из конструкционной стали 40 методом лазерной наплавки. Проведенные ранее авторами исследования объяснили с точки зрения материаловедения достижение сверхмалого коэффициента трения, когда при высоких относительных скоростях в парах трения достигается коэффициент трения менее 0,07. При этом ранее не проводился анализ НДС и трещинообразования. По результатам математического моделирования НДС в настоящей статье выявлены следующие основные физические механизмы и факторы, лежащие в формировании покрытия B_4C–BN:

1. Формирование покрытия происходит в процессе последовательной наплавки дорожек покрытия на поверхность металлической матрицы, что приводит к интенсивному нестационарному воздействию, при котором температура в приповерхностной зоне локально сильно неоднородна по пространству. Скорость охлаждения достигает значений 10^5 К/с, температурный градиент достигает 10^6 К/м. Ширина зоны термического воздействия составляет от 100 до 200 мкм.

2. На стадии охлаждения происходит затвердевание покрытия с аморфной структурой при температуре ~2300 °С, которое контактирует с приповерхностным слоем расплава. После остывания до температуры кристаллизации стали ~1500 °С в покрытии возможно возникновение промежуточных сжимающих напряжения, но их интенсивность не носит значительный порядок из-за присутствующей при высоких температурах в керамических материалах пластичности.

3. После застывания поверхностного слоя расплава происходит схватывание и формирование границы раздела «покрытие – матрица». За счет большого (в 2,5 раза) различия в коэффициентах линейного расширения возникают значительные (до 1500 МПа) термические напряжения. При этом покрытие испытывает сжимающие ($\sigma_{xx}<0$) напряжения, а металлическая матрица – растягивающие ($\sigma_{xx}>0$).

4. Из-за интенсивного расширения матрицы под действием лазерного источника на границе двух элементов покрытия возникает зона растягивающих напряжений до 1200 МПа, хотя в уже затвердевшем покрытии напряжения всегда сжимающие. Таким образом, по результатам математического моделирования в настоящей работе убедительно показано, что формирование трещин в покрытии происходит на промежуточной стадии наплавки, когда уже наплавленный элемент покрытия взаимодействует с наплавляемым.

5. Анализ удельной энергии упругих деформаций показал, что формирование поперечных трещин длиной до 40 мкм на границе между наплавленными элементами (дорожками) покрытия приводит к снижению уровня остаточных напряжений практически на 50 %. В результате в покрытии напряжения снижаются с уровня 1000 МПа до уровня 500 МПа в процессе остывания покрытия.

Библиографический список

1. Bhowmick, S. Low friction behaviour of boron carbide coatings (B4C) sliding against Ti –6Al –4V / S. Bhowmick, G. Sun, A.T. Alpas // Surf. Coat. Technol. – 2016. – 308. – P. 316–327.

2. Larsson, P. Tribofilm formation on boron carbide in sliding wear / P. Larsson, N. Axen, S. Hogmark // Wear. – 1999. – 236. – P. 73–80.

3. Андриевский, Р.А. Микро- и наноразмерный карбид бора: синтез, структура и свойства / Р.А. Андриевский // Успехи химии. – 2012. – 81 6. – С. 549–559.

4. Erdemir, A. Formation of ultralow friction surface films on boron carbide / A. Erdemir, C. Bindal, G.R. Fenske // Appl. Phys. Lett. – 1996. – 68. – P. 1637–1639.

5. Friction and wear of boride ceramics in air and water / K. Umeda, Y. Enomoto, A. Mitsui, K. Mannami // Wear. – 1993. – 169. – P. 63–68.

6. Redox-Driven Formation of Lithium Metaborate for Ultra-Low Friction in B_4C–BN Coatings with MgO and Li_2O / M. Krivilyov, E. Korobeynikova, S. Reshetnikov, E. Kharanzhevskiy // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2025. – Vol. 56. – P. 3330–3340. DOI: 10.1007/s11663-025-03551-6

7. Meschter, P.J. Water vapor–mediated volatilization of high-temperature materials / P.J. Meschter, E.J. Opila, N.S. Jacobson // Annu. Rev. Mater. Res. – 2013. – 43. – P. 559–588.

8. Tribological behavior of sputtered boron carbide coatings and the influence of processing gas / H.-S. Ahn, P.D. Cuong, K.-H. Shin, Lee Ki-Seung // Wear. – 2005. – 259. – P. 807–813.

9. Ultralow friction behaviour of B_4C-BN-MeO composite ceramic coatings deposited on steel / E.V. Kharanzhevskiy, A.G. Ipatov, M.D. Krivilyov, A.V. Makarov, F.Z. Gil'mutdinov, E.G. Volkova // Surface and Coatings Technology. – 2020. – 390. – P. 125664. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125664

10. Tribological performance of boron-based superhard coatings sliding against different materials / E.V. Kharanzhevskiy, A.G. Ipatov, A.V. Makarov, F.Z. Gil'mutdinov, N.N. Soboleva, M.D. Krivilyov // Wear. – 2021. – Vol. 477. – P. 203835. DOI: 10.1016/j.wear.2021.203835

11. Князева, А.Г. Термомеханическая связанная модель синтеза покрытия на подложке / А.Г. Князева // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2024. – № 1. – С. 58–74. DOI: 10.15593/perm.mech/2024.1.06

12. Coupling Models of New Material Synthesis in Modern Technologies / A. Knyazeva, O. Kryukova, S. Sorokova, S. Shanin // Handbook of Mechanics of Materials. Springer Nature Singapore Pte Ltd. 2018. – 42 p.

13. Численное исследование напряженно-деформированного состояния в аддитивном алюминиево-кремниевом сплаве на уровне дендритной структуры / Е. Дымнич, В.А. Романова, Р.Р. Балохонов, О.С. Зиновьева, А.В. Зиновьев // Физическая мезомеханика. – 2020. – 23 4. – С. 51–60. DOI: 10.24411/1683-805X-2020-14007

14. Усталость и разрушение сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного плавления / Z. Jiang, J. Sun, F. Berto, X. Wang, G. Qian // Физическая мезомеханика. – 2023. – 26 2. – С. 5–29.

15. Review on residual stress in selective laser melting additive manufacturing of alloy parts / Ze-Chen Fang, Zhi-Lin Wu, Chen-Guang Huang, Chen-Wu Wu // Optics & Laser Technology. – 2020. – Vol. 129. – P. 106283. DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106283

16. Residual stresses in HVOF-sprayed ceramic coatings / G. Bolelli, L. Lusvarghi, T. Varis, E. Turunen, M. Leoni, P. Scardi, C. Leanor Azanza-Ricardo, M. Barletta // Surface and Coatings Technology. – 2008. – Vol. 202, no. 19. – P. 4810–4819. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2008.04.066

17. Effect of cooling rate on residual stress and mechanical properties of laser remelted ceramic coating / Biswajit Das, Muvvala Gopinath, Ashish Kumar Nath, P.P. Bandyopadhyay // Journal of the European Ceramic Society. – 2018. – Vol. 38, no. 11. – P. 3932–3944. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2018.04.020

18. К вопросу трещиностойкости сверхтвердых износостойких покрытий на основе B4C-BN / О.О. Гавриленко, М.Д. Кривилев, Е.В. Харанжевский, А.Г. Ипатов // Вопросы атомной науки и техники). – 2021. – № 5. – С. 23–32.

19. Kochetkov, V.A. Calculation of elastic constants and thermophysical properties of multiphase composites with composite or hollow spherical inclusions / V.A. Kochetkov // Mechanics of composite materials. – 1994. – Vol. 30, no. 4. – P. 512–519.

20. Паньков, А.А. Методы самосогласования механики композитов: монография / А.А. Паньков. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2008. – 253 с.

21. Синтез композитных покрытий при высокоскоростном лазерном спекании металлических порошковых смесей / М.Д. Кривилев, Е.В. Харанжевский, В.Г. Лебедев, Д.А. Данилов, Е.В. Данилова, П.К. Галенко // Физика металлов и металловедение. – 2013. – № 10. – С. 871–893. DOI: 10.1134/S0031918X13080073

22. Землянов, А.В. Численное моделирование деформации и разрушения металлокерамических композитов с учетом остаточных напряжений / А.В. Землянов, Е.П. Евтушенко, Р.Р. Балохонов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2020. – № 4. – С. 86–96. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.4.08

23. Rosenthal, D. The Theory of Moving Sources of Heat and Its Application to MetalTreatments / D. Rosenthal // Trans. ASME. – 1946. – Vol. 68. – P. 849–866.

24. COMSOL Multiphysics. Version 5.6. 2021. Licence No. 9602304.

25. Галанин, М.П. Методы численного анализа математических моделей / М.П. Галанин, Е.Б. Савенков. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2010. – 591 с.

26. Моделирование напряженно-деформированного состояния в процессе лазерной порошковой наплавки с целью определения конечного коробления изделий / О.Ю. Сметанников, М.Р. Бекмансуров, Г.В. Ильиных, К.А. Донгаузер // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2023. – № 6. – С. 124–134. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.6.12

27. Finite Element Simulation and Experiment of Chip Formation during High Speed Cutting of Hardened Steel / Duan Chunzheng [et al.] // Applied Mechanics and Materials. – 2010. – Vol. 29–32. – P. 1838–1843.

28. Партон, В.З. Механика упругопластического разрушения / В.З. Партон, Е.М. Морозов. – М.: Наука, 1985. – 504 с.

29. Метод подвижных клеточных автоматов как новое направление дискретной вычислительной механики. I. Теоретическое описание / С.Г. Псахье, Г.П. Остермайер, А.И. Дмитриев, Е.В. Шилько, А.Ю. Смолин, С.Ю. Коростелев // Физическая мезомеханика. – Т. 3, № 2. – 2000. – С. 5–13.

30. Бойко, Л.А. Энергия упругой деформации / Л.А. Бойко, А.А. Ратников. – Владивосток: Изд-во Дальневост. федерал. ун-та, 2021. – 28 с.

References

1. Bhowmick S., Sun G., Alpas A.T. Low friction behaviour of boron carbide coatings (B4C) sliding against Ti –6Al –4V. Surf. Coat. Technol, 2016, 308, pp. 316–327.

2. Larsson P., Axen N., Hogmark S. Tribofilm formation on boron carbide in sliding wear. Wear, 1999, 236, pp. 73–80.

3. Andrievskii R.A. Mikro- i nanorazmernyi karbid bora: sintez, struktura i svoistva. Uspekhi khimii, 2012, 81 6, pp. 549-559.

4. Erdemir A., Bindal C., Fenske G.R. Formation of ultralow friction surface films on boron carbide. Appl. Phys. Lett, 1996, 68, pp. 1637–1639.

5. Umeda K., Enomoto Y., Mitsui A., Mannami K. Friction and wear of boride ceramics in air and water, Wear, 1993, 169, pp. 63–68.

6. Krivilyov M., Korobeynikova E., Reshetnikov S., Kharanzhevskiy E. Redox-Driven Formation of Lithium Metaborate

for Ultra-Low Friction in B_4C–BN Coatings with MgO and Li_2O. Metallurgical and Materials Transactions B, 2025, V. 56, pp. 3330-3340. https://doi.org/10.1007/s11663-025-03551-6

7. Meschter P.J., Opila E.J., Jacobson N.S. Water vapor–mediated volatilization of high-temperature materials. Annu. Rev. Mater. Res, 2013, 43, pp. 559–588.

8. Ahn H.-S., Cuong P.D., Shin K.-H., Ki-Seung Lee Tribological behavior of sputtered boron carbide coatings and the influence of processing gas. Wear, 2005, 259, pp. 807–813.

9. Kharanzhevskiy E.V., Ipatov A.G., Krivilyov M.D., Makarov A.V., Gil'mutdinov F.Z., Volkova E.G. Ultralow friction behaviour of B4C-BN-MeO composite ceramic coatings deposited on steel. Surface and Coatings Technology, 2020, 390, p. 125664. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125664

10. Kharanzhevskiy E.V., Ipatov A.G., Makarov A.V., Gil'mutdinov F.Z., Soboleva N.N., Krivilyov M.D. Tribological performance of boron-based superhard coatings sliding against different materials. Wear, 2021, V. 477, p. 203835. https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203835

11. Knyazeva A.G. Termomechanical coupled model of coating synthesis on a substrate. PNRPU Mechanics Bulletin, 2024, №1, pp.58-74. DOI: 10.15593/perm.mech/2024.1.06

12. Knyazeva A., Kryukova O., Sorokova S., Shanin S. Coupling Models of New Material Synthesis in Modern Technologies // In: Handbook of Mechanics of Materials. Springer Nature Singapore Pte Ltd. 2018. – 42 p.

13. Dymnich E., Romanova V.A., Balokhonov R.R., Zinov'eva O.S., Zinov'ev A.V A numerical study of the stress-strain state in an additive aluminum-silicon alloy at the level of the dendritic structure. Physical Mesomechanics, 2020, 23 4, pp. 51-60 DOI: 10.24411/1683-805X-2020-14007

14. Jiang Z., Sun J., Berto F, Wang X., Qian G. Fatigue and fracture behavior of AlSi10Mg manufactured by selective laser melting: A review. Physical Mesomechanics, 2023, 26 2, pp. 5-29 DOI: 10.55652/1683-805X_2023_26_2_5

15. Ze-Chen Fang, Zhi-Lin Wu, Chen-Guang Huang, Chen-Wu Wu, Review on residual stress in selective laser melting additive manufacturing of alloy parts. Optics & Laser Technology, 2020, V. 129, p. 106283, https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106283

16. Giovanni Bolelli, Luca Lusvarghi, Tommi Varis, Erja Turunen, Matteo Leoni, Paolo Scardi, Cristy Leanor Azanza-Ricardo, Massimilano Barletta, Residual stresses in HVOF-sprayed ceramic coatings. Surface and Coatings Technology, 2008, V, 202, № 19, pp. 4810-4819. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.04.066

17. Biswajit Das, Muvvala Gopinath, Ashish Kumar Nath, P.P. Bandyopadhyay, Effect of cooling rate on residual stress and mechanical properties of laser remelted ceramic coating. Journal of the European Ceramic Society, 2018, V. 38, № 11, pp. 3932-3944. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.04.020

18. Gavrilenko O.O., Krivilev M.D., Kharanzhevskii E.V., Ipatov A.G. K voprosu treshchinostoikosti sverkhtverdykh iznosostoikikh pokrytii na osnove B4C-BN. Voprosy atomnoi nauki i tekhniki, 2021, № 5, pp. 23-32.

19. Kochetkov V.A. Calculation of elastic constants and thermophysical properties of multiphase composites with composite or hollow spherical inclusions. Mechanics of composite materials, 1994, V. 30, № 4, pp. 512-519.

20. Pan'kov A.A. Metody samosoglasovaniia mekhaniki kompozitov: monografiia. – Perm': Izd-vo Perm. Gos. tekhn. un-ta, 2008. – 253 s.

21. Krivilev M.D., Kharanzhevskii E.V., Lebedev V.G., Danilov D.A., Danilova E.V., Galenko P.K. Sintez kompozitnykh pokrytii pri vysokoskorostnom lazernom spekanii metallicheskikh poroshkovykh smesei. Fizika metallov i metallovedenie, 2013, № 10, pp. 871-893. https://doi.org/10.1134/S0031918X13080073

22. Zemlianov A.V., Evtushenko E.P., Balokhonov R.R. Numerical simulation of deformation and fracture of metal-matrix composites with considering residual stresses. PNRPU Mechanics Bulletin, 2020, №4, pp. 86-96. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.4.08

23. Rosenthal, D. The Theory of Moving Sources of Heat and Its Application to MetalTreatments. Trans. ASME, 1946, V. 68, pp. 849–866.

24. COMSOL Multiphysics. Version 5.6. 2021. Licence No. 9602304.

25. Galanin M.P., Savenkov E.B. Metody chislennogo analiza matematicheskikh modelei. – M.: Izd-vo MGTU im. N.E. Baumana. 2010. – 591 s.

26. Smetannikov O.Yu., Bekmansurov M.R., Ilinykh G.V., Dongauzer K.A. Simulating the stress-strain state during laser metal deposition to determine the final warping of products. PNRPU Mechanics Bulletin, 2023, no. 6, pp. 124-134. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.6.12

27. DUAN Chunzheng et al. Finite Element Simulation and Experiment of Chip Formation during High Speed Cutting of Hardened Steel // Applied Mechanics and Materials, Vols. 29-32 (2010) pp 1838-1843.

28. Mekhanika uprugoplasticheskogo razrusheniia / Parton V.Z., Morozov E.M. Moscow, Nauka, 1985, 504 p.

29. Psakhie SG, Ostermeyer GP, Dmitriev AI, Shilko EV, Smolin AY, Korostelev SY. Method of movable cellular automata as a new trend of discrete computational mechanics. I. Theoretical description // Physical Mesomechanics, 2000, 3(2), pp. 5-12.

30. Boiko L.A., Ratnikov A.A. Energiia uprugoi deformatsii. – Vladivostok: Izd-vo Dal'nevost. federal. un-ta, 2021, 28 p.

Финансирование. Исследования проведены в рамках гранта Российского научного фонда, проект №19-79-20012.
Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
Вклад авторов равноценен.

Funding. The research was conducted within the framework of a grant from the Russian Science Foundation, project No. 19-79-20012.
Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.
The authors' contributions are equal.