

## ИССЛЕДОВАНИЕ НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХЗВУКОВОГО ЛАЗЕРНОГО НАПЫЛЕНИЯ

ДЗИНЬХУА ЯО<sup>1,2</sup>, В.С. КОВАЛЕНКО<sup>1,2,3</sup>

<sup>1</sup>Исследовательский центр ядерных технологий и оборудования,

Дзеджанский технологический ун-т. 310014, Хангжоу, ул. Чаованг, № 18, Китай. E-mail: laser@zjut.edu.cn

<sup>2</sup>Центр по разработке и внедрению лазерного оборудования провинции Дзеджан.

Дзеджанский технологический ун-т. 310014, Хангжоу, ул. Чаованг, № 18, Китай. E-mail: laser@zjut.edu.cn

<sup>3</sup>НИИ лазерных технологий НТУУ «Киевский политехнический институт».

03056, г. Киев-56, пр-т Победы, 37, Украина. E-mail: kovalenko.volodymyr@gmail.com

Сверхзвуковое лазерное напыление (SLD) — это новый процесс нанесения и получения покрытий, при котором сверхзвуковой поток порошка, генерируемый в холодную струю (CS), проникает на подложку, которая одновременно облучается лазером. Этот процесс находит все большее применение для напыления покрытий и аддитивного изготовления металлических изделий благодаря ряду своих уникальных преимуществ: напыления (осаждения) в твердом состоянии плотных, однородных и непористых покрытий на подложку, высокой скорости процесса при сниженных эксплуатационных расходах без применения дорогостоящего газового нагрева и больших объемов гелия. Данный процесс открывает также новые возможности для эффективного напыления металлических порошков высокой твердости, которые, как правило, трудно напылять, используя только CS. На основе результатов исследования в статье проведен систематический обзор состояния дел в области применения способа сверхзвукового лазерного напыления с точки зрения выбора материалов, оптимизации процесса, определения свойств, конструкции оборудования и т.д. Были глубоко проанализированы существующие проблемы в данных аспектах и предложены соответствующие решения. Вместе с тем были детально разработаны потенциальные промышленные применения способа сверхзвукового лазерного напыления в различных областях. Рассмотрены также перспективы и проблемы, связанные с этой технологией, намечены направления дальнейших исследований и инноваций в сверхзвуковом лазерном напылении, как зарождающейся комбинированной технологии аддитивного производства с высокой эффективностью, низкими затратами и высоким качеством.

*К л ю ч е в ы е с л о в а* : сверхзвуковое лазерное напыление, материалы, параметры процесса, технические характеристики, применения

Сверхзвуковое лазерное напыление (SLD) — это новая разработанная технология в области лазерной обработки материалов, которую можно использовать для модификации поверхностей и покрытий инженерных конструкций для повышения их функциональности [1–3]. В этой технологии комбинируется подача сверхзвукового потока порошка в холодную струю (CS) с лазерным нагревом участка напыления. При SLD лазерное излучение нагревает как распыляемые частицы, так и подложку в пределах от 30 до 80 % их температуры плавления, тем самым значительно снижая прочность частиц и подложки, и позволяя частицам пластически деформироваться и создавать покрытие при скорости удара, составляющей около половины скорости истечения CS.

Технология SLD находит все большее применение для напыления покрытий благодаря своим технологическим и экономическим преимуществам по сравнению с обычными способами напыления покрытий, таким как напыление в твердом состоянии плотных, однородных непористых покрытий на подложку: высокой скорости напыления со снижением эксплуатационных расходов без использования дорогостоящего процесса на-

грева и инертных газов, меньшей чувствительностью к характеристикам материалов исходного сырья, уплотнением трудно напыляемых порошков, значительным улучшением свойств материалов покрытий. Что еще очень важно, более низкие температуры обработки и более короткое время обработки способом SLD позволяет напылять покрытия и изготавливать элементы почти точной формы с минимальным плавлением или без него, что, таким образом, помогает избежать вредных воздействий высокотемпературных процессов, таких, как лазерное плакирование и традиционных процессов термического распыления, которые включают в себя подплавление подложки напыления, высокие термически-индуцированные остаточные напряжения, ухудшение микроструктуры в затвердевшем состоянии, которые приводят к снижению механических свойств. По сравнению с CS, включение лазерного нагрева в SLD может значительно смягчить распыляемые частицы и подложку, что приведет к уменьшению критической скорости напыления и обеспечит сцепление при ударе на скоростях, равных половине тех, что наблюдаются при CS даже при напылении материалов, которые трудно обрабатывать,

используя только CS. Исключение необходимости высоких скоростей удара позволяет использовать холодный или слегка нагретый азот вместо высокотемпературного гелия в качестве рабочего газа, способствуя тем самым уменьшению эксплуатационных расходов более чем на порядок. Такое снижение капитальных эксплуатационных затрат означает, что SLD может быть более рациональным для случаев в которых CS зарекомендовал себя слишком дорогим, обеспечивая полностью твердый процесс, что позволяет расширить диапазон его применения. Этим способом успешно выполнены разнообразные покрытия из таких материалов, как Cu, Ti, Стеллит 6, Ni60, сплав Al–Cu, сплав Al–Si [4–16].

Для разработки направлений дальнейших исследований и инноваций в сверхзвуковом лазерном напылении, как зарождающейся комбинированной технологии аддитивного производства, был проведен систематический обзор состояния дел в области применения этого способа с точки зрения выбора материалов, оптимизации процесса, определения свойств, конструкции оборудования и т.д. Были глубоко проанализированы существующие проблемы в данных аспектах и предложены соответствующие решения. Вместе с тем были детально разработаны потенциальные промышленные применения способа сверхзвукового лазерного напыления в различных областях, а также перспективы и проблемы, стоящие перед этой технологией.

**Сверхзвуковая система лазерного напыления.** Принципиальная схема системы SLD показана на рис. 1, а. Газ под высоким давлением подавался в специальное сопло через два различных выхода: один через газовый нагреватель; другой через раздатчик порошка, где находятся сырьевые порошки. Струя сырьевого порошка и газ под высоким давлением смешивались и пропускались через сопло, где частицы ускорялись до сверхзвуковой скорости. Контроль температуры газового нагрева, давления газа и скорости подачи порошка проводились с помощью блока управления холодной струей (рис. 2, а). Высокоскоростные частицы ударялись об подложку, которая синхронно нагревалась с помощью диодного лазера (рис. 2, б). Для фокусировки лазерного луча на поверхность подложки применялись комбинированные линзы. Для измерения температуры в реальном времени и контроля температуры в зоне напыления во время процесса SLD применялся высокоскоростной инфракрасный пирометр. Данные пирометра пропускались через систему обратной связи, которая изменяла мощность лазера до значения, необходимого для поддержания требуемой температуры. Сопло, лазерная головка и пирометр проходили

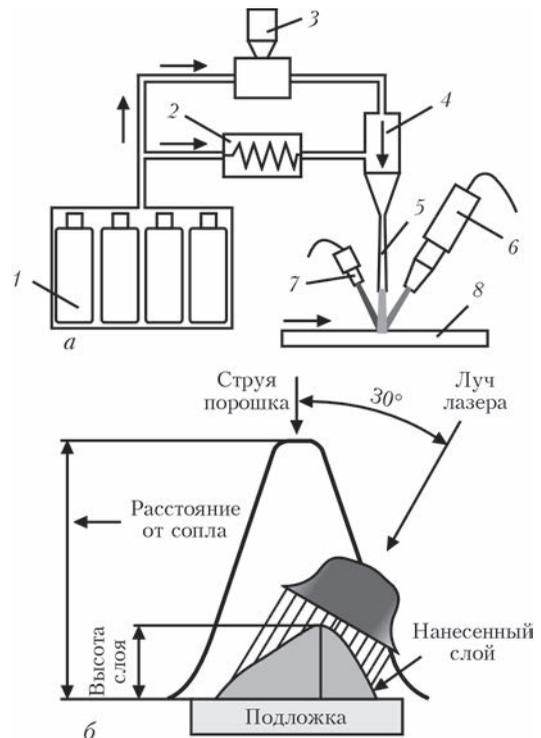


Рис. 1. Схема процесса SLD (а), воздействие лазера и распределение порошка (б): 1 — газ под высоким давлением; 2 — нагреватель газа; 3 — раздатчик порошка; 4 — смеситель; 5 — сопло; 6 — лазер; 7 — пирометр; 8 — подложка

сборку на работе, как показано на рис. 2, в. Распылительное сопло размещалось перпендикулярно поверхности подложки. Лазерный луч находился под углом 30° к нормали поверхности. Действие лазера и распределение порошка схематически изображены на рис. 1, б. В процессе напыления подложка была неподвижна, а сопло, лазерная головка и пирометр могли перемещаться и управлялись роботом. В качестве технологического газа,



Рис. 2. Установка сверхзвукового лазерного напыления: блок управления холодной струей (а); диодный лазер (б); робот (в); воздушный компрессор (г)

можно использовать сжатый воздух (или азот высокого давления), который может подаваться воздушным компрессором (или через газовый мольблок), как показано на рис. 2, з.

**Получение покрытия и его характеристики. Покрытия из одного материала.** В этом разделе основное внимание уделяется сравнению покрытий из одного материала, выполненных SLD и другими обычными технологиями нанесения покрытий, такими как CS и лазерной наплавкой (LC), относительно их эффективности напыления (DE), плотности покрытий, эволюции микроstructures, межфазного сцепления, свойств и т.д.

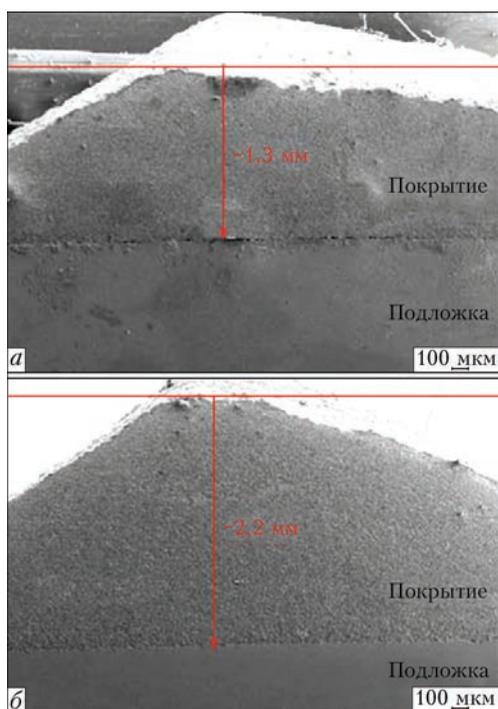


Рис. 3. Сравнение толщины покрытия CS-Cu (а); SLD-Cu (б)

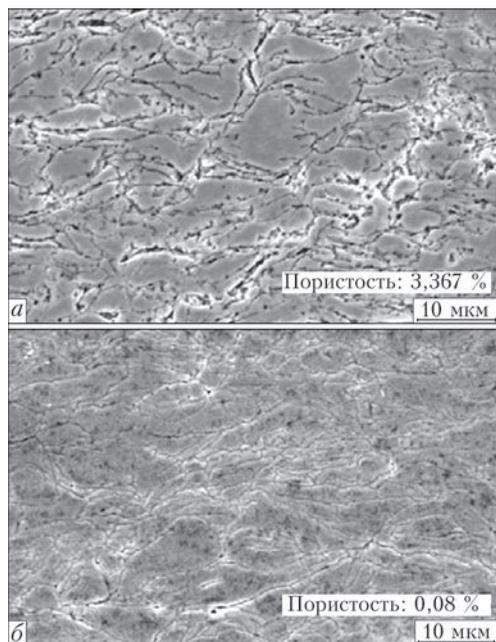


Рис. 4. Сравнение плотности покрытий CS-Cu (а); SLD-Cu (б)

*Сравнение покрытий с одним материалом, выполненных SLD и CS.* На рис. 3 показано сравнение толщин покрытий выполненных CS-Cu и SLD-Cu. Очевидно, что покрытие SLD-Cu толще покрытия CS-Cu. Максимальная толщина покрытия CS-Cu составляет около 1,3 мм, в то время как толщина покрытия SLD-Cu около 2,2 мм, то есть, лазерное излучение увеличило максимальную толщину покрытия на 70 %. Другими словами, лазерный нагрев значительно улучшил DE.

На рис. 4 показано сравнение плотности покрытий, выполненных CS-Cu и SLD-Cu. На фотографиях видно, что CS-Cu имеет множество зазоров и пор между деформированными частицами Cu, в то время как SLD имеет гораздо более плотную микроstructure, где зазоры и поры почти не наблюдаются. Измерения пористости с использованием программного обеспечения для анализа изображений показали, что пористость покрытия CS-Cu составляла 3,367 % по площади, в то вре-

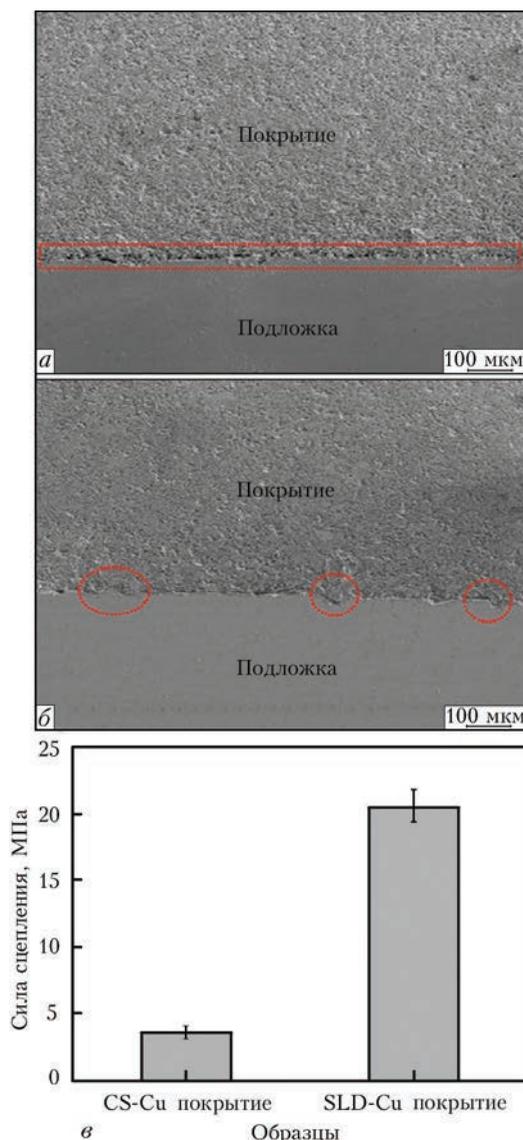


Рис. 5. Сцепление границы раздела покрытие-подложка CS-Cu (а); SLD-Cu (б); сравнение адгезионной прочности (в)

мя как у покрытия SLD-Cu она составляла всего лишь 0,08 %. Это подтверждает положительный эффект влияния лазерного излучения на плотность покрытия.

На рис. 5 представлено сцепление границы раздела покрытие-подложка у CS-Cu и SLD-Cu. Как видно из рис. 5, а, на границе раздела между слоем покрытия и подложкой образца покрытия CS-Cu наблюдается выраженная трещина. На покрытии SLD-Cu ее не обнаружено, проплавление материала произошло по границе раздела этого покрытия (рис. 5, б), что позволило повысить сцепление покрытия с подложкой. Испытание на адгезионную прочность, как описано в стандарте ASTM C633, проводилось на покрытиях CS-Cu и SLD-Cu для того, чтобы определить количественно фактическую силу сцепления для каждого покрытия. Сравнение адгезионной прочности покрытий CS-Cu и SLD-Cu показано на рис. 5, в. Можно видеть, что адгезионная прочность покрытия CS-Cu очень низкая, но она значительно увеличилась с помощью лазерного излучения.

Из приведенных выше результатов можно сделать вывод, что эффективность напыления, плотность покрытия и сцепление границы раздела покрытие-подложка у CS могут быть улучшены при помощи лазерного излучения. Улучшение DE следует соотносить со снижением критической скорости напыления из-за смягчения распыляемых частиц под действием лазерного нагрева. Один из наиболее важных параметров в процессе CS — критическая скорость напыления, которая существует для каждого напыляемого материала и

величины, которой необходимо достичь. Эффективно могут напыляться только частицы, скорости которых превышают это значение, в свою очередь, создавая требуемое покрытие. И, наоборот, частицы, которые не достигли этой пороговой скорости, способствуют эрозии подложки. Теоретическое моделирование критической скорости напыления ( $V_{cr}$ , м/с), предложенное Ассади и др. может быть выражено следующей формулой:

$$V_{cr} = 667 - 14\rho + 0,08T_m + 0,1\sigma_u - 0,4T_i,$$

где  $\rho$  — плотность материала, г/см<sup>3</sup>;  $T_m$  — температура плавления, °С;  $\sigma_u$  — максимальный предел прочности, МПа;  $T_i$  — начальная температура частиц, °С. В соответствии с формулой, предварительный нагрев частиц снизит критическую скорость напыления и в то же время температура  $T_i$  увеличится, и уменьшится предел прочности материалов  $\sigma_u$ . Увеличение  $T_i$  и сокращение  $\sigma_u$  будут способствовать снижению  $V_{cr}$ .

В процессе SLD струя порошка и лазерный луч частично перекрываются друг другом. Хотя распыляемые частицы двигались на высоких скоростях и имели ограниченное время воздействия лазером, можно предположить, что они могли с помощью лазера значительно нагреваться в полете перед ударом об подложку из-за высокой плотности мощности лазера и своих малых размеров, и тем самым снизить критическую скорость напыления. Как следствие, доля частиц, превышающих эту скорость, увеличилась бы, что привело бы к улучшению DE. В процессе CS изначально напыленные частицы забиваются последующими ударными частицами, передвигающимися с высокой скоростью. Частицы покрытия подложки, смягченные лазерным нагревом, становятся легко деформируемыми под воздействием частиц порошка при высокой скорости, что приводит к плотному их сцеплению (высокой плотности покрытия). В случае синхронного лазерного излучения на участок напыления температура подложки увеличивается и, таким образом, она смягчается. Смягченная подложка легко принимает на себя частицы. Кроме того, повышенная температура подложки может способствовать диффузии атомов между покрытием и материалами подложки, что значительно увеличивает возможность металлургического сцепления. Все это способствует хорошему сцеплению границы раздела покрытие-подложка при SLD.

Сравнение покрытий с одним материалом, выполненных SLD и LC. Способом растровой электронной микроскопии (РЭМ) определена микроструктура (рис. 6) образцов покрытия Ni60, выполненных SLD и LC. Как видно из рисунка, микроструктура покрытия SLD-Ni60 демонстрирует аккумулированную пластическую деформа-

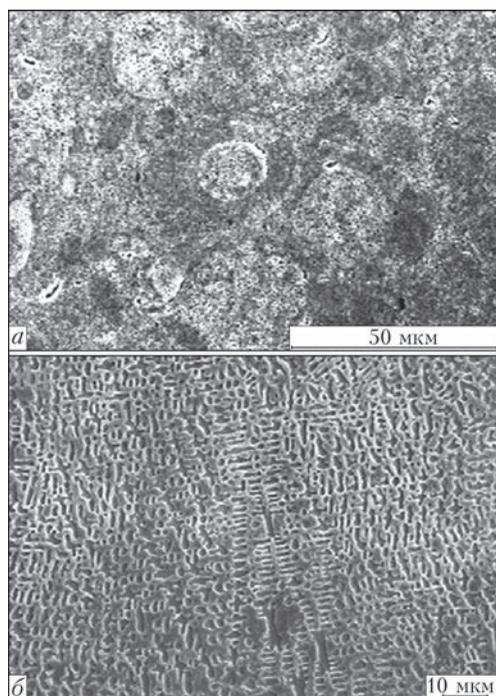


Рис. 6. Сравнение микроструктуры покрытий SLD-Ni60 (а); LC-Ni60 (б)

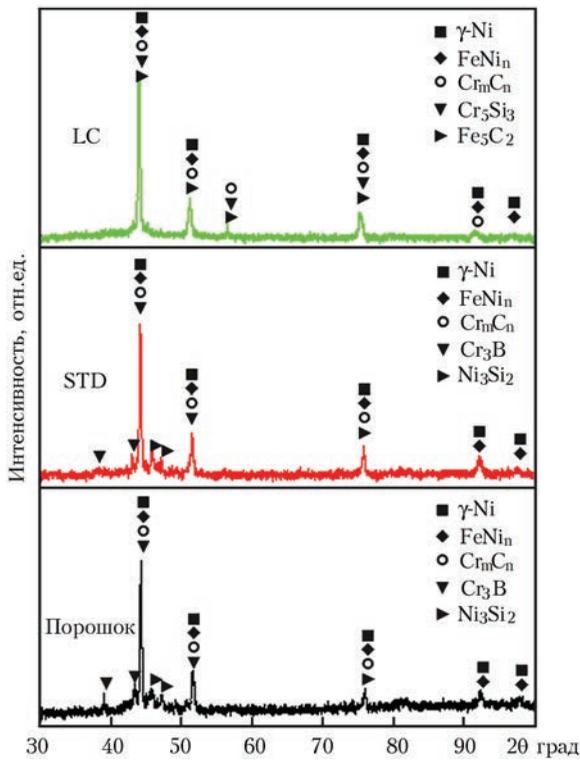


Рис. 7. Рентгенограммы порошка Ni60 и покрытия Ni60

цию частиц Ni60 с аналогичной мелкой структурой в литом состоянии для исходных частиц порошка (напыление в твердом состоянии), в то время как микроструктура покрытия LC-Ni60 демонстрирует типичное грубое плакирование дендритной структуры.

Дальнейший рентген-анализ (рис. 7) показывает, что покрытие SLD-Ni60 имеет одинаковые фазы по сравнению с исходными частицами порошка. Однако фазы на рентгенограмме покрытия LC-Ni60 отличаются от тех, что на покрытии SLD-Ni60 и порошке Ni60, так как процесс LC генерирует новую фазу Fe<sub>3</sub>C<sub>2</sub> за счет эффекта разбавления. На рис. 8 показаны эволюции коэффициента трения образцов покрытия, записанные во время испытания на износ. Как видно, коэффициент трения образца SLD значительно ниже и более стабильный, чем у образца LC. Глубокие плужные наплывы могут наблюдаться, очевидно, на следе износа образца LC, в то время как образец SLD выглядит более гладким, как показано на рис. 9. Кроме того, ширина следа износа у образца LC шире, чем у SLD. Видно, что износостойкость покрытия SLD выше, чем износостойкость покрытия LC.

Лазерное излучение в процессе SLD обеспечивает нагрев, который может синхронно смягчать высокоскоростные частицы и подложку, в то время как нагрев при процессе LC расплавляет частицы. Так как процесс SLD имеет более низкое энергозатражение лазера, чем у LC, граница раздела покрытие-подложка и зона термического влия-

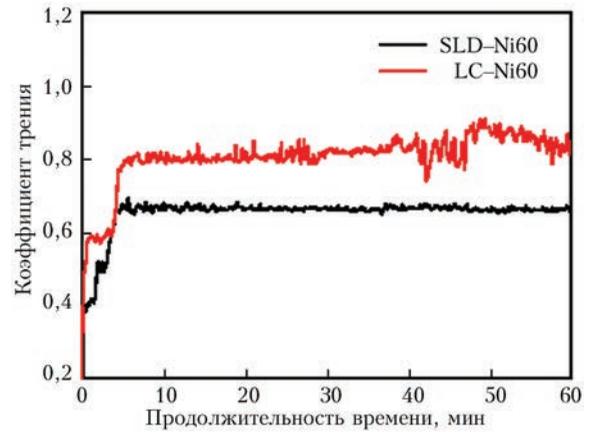


Рис. 8. Изменения коэффициента трения от времени скольжения

ния (ЗТВ) образца SLD являются более гладкими и имеют меньшую площадь. Кроме того, из-за относительно невысокой температуры (особенность напыления способом SLD), напыленное покрытие Ni60 все еще сохраняет ту же микроструктуру и фазы, что и исходные сырьевые порошковые материалы. Превосходное свойство износостойкости покрытия SLD-Ni60 по сравнению с LC следует соотнести с более тонкими структурами покрытия SLD, то есть, карбидами и боридами, которые более равномерно распределены в матрице Ni. Следует отметить, что жесткие частицы порошка Ni60 могут быть успешно напыленными при

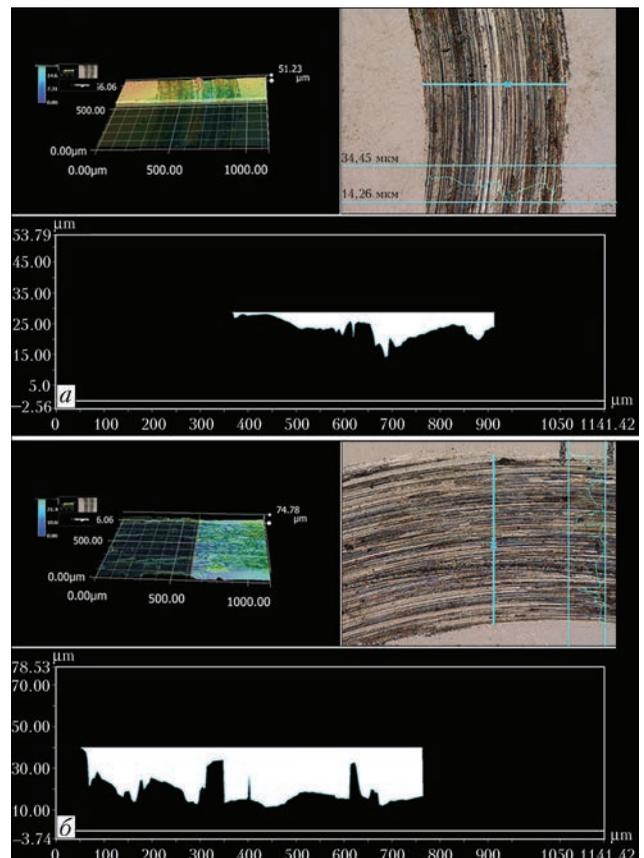


Рис. 9. Профиль поперечного сечения следа износа покрытий SLD-Ni60 (а); LC-Ni60 (б)

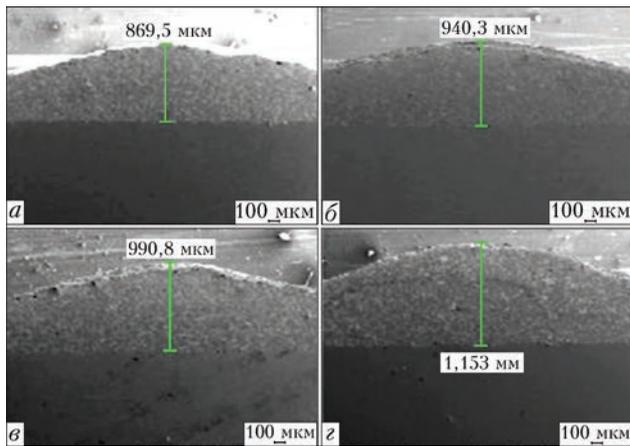


Рис. 10. РЭМ-изображения поперечного сечения образцов композитного покрытия WC/SS316L, показывающие толщину покрытия при различных температурах напыления: а — без лазерного нагрева; б — 500; в — 700; г — 900 °С

SLD, в то время как их невозможно напылять при CS, что указывает на то, что способ SLD расширяет диапазон материалов, которые могут обрабатываться при CS. Кроме того, этот новый способ напыления превосходит обычное лазерное плакирование (LC) при его использовании для напыления твердых материалов, таких как сплав Ni60, с тем, что он может подавлять растворение стальной подложки.

*Покрyтия из металлического матричного композитного материала.* В этом разделе внимание сосредоточено на сравнении покрытий из металлического матричного композитного материала (MMC), выполненных SLD и другими обычными технологиями напыления покрытий, такими как CS и LC, с акцентом на материалы, чувствительные к нагреву, такие как карбид вольфрама (WC) и алмаз.

*Сравнение покрытий металлического матричного композитного материала, выполненных SLD и CS.* На рис. 10 показаны РЭМ-изображения поперечного сечения образцов композитного покрытия WC/SS316L. Как видно, центральная максимальная высота сильно зависит от температуры лазерного нагрева. Максимальная высота покрытия WC/SS316L, напыленного без лазера, составляет 869,5 мкм и постепенно увеличивается до 1,153 мм с увеличением температуры напыления от 500 до 900 °С. Этот результат показывает, что лазерный нагрев может также повысить эффективность напыления MMC покрытий, как и покрытий из одного материала, что приписывают уменьшению критической скорости напыления при лазерном излучении. На рис. 11 видно, что частицы WC равномерно распределены по всем образцам покрытий, и концентрация частиц WC в покрытиях увеличивается с температурой напыления. На РЭМ-изображениях при большом увеличении (рис. 12) видно, что частицы WC не эффек-

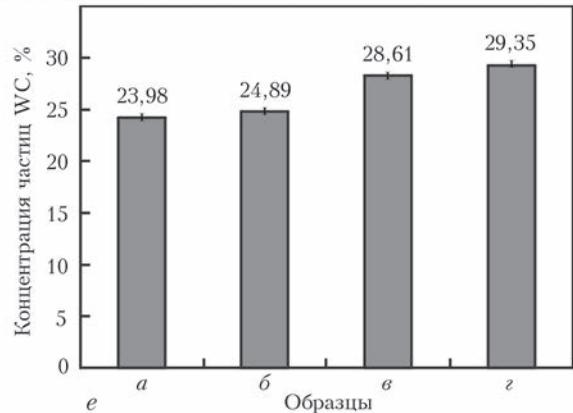
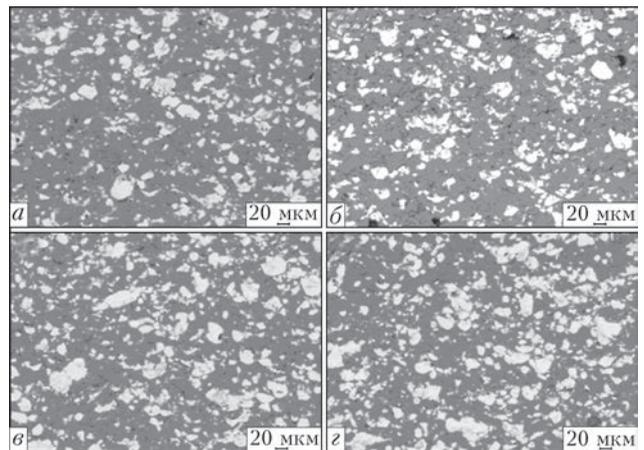


Рис. 11. Распределение и концентрация частиц WC в композитных покрытиях, полученных при различных температурах: а — без лазерного нагрева; б — 500; в — 700; г — 900 °С; д — площадь долей WC в композитных покрытиях

тивно вкраплены в матрицу SS316L в случае, когда не использовался лазерный нагрев. Хотя при более низком лазерном нагреве, или при низкой температуре напыления частицы WC могут быть вкраплены в покрытие, но очевидные зазоры все еще можно найти на границе раздела между частицами WC и матрицей SS316L, как видно на рис. 12, в. Дальнейшее увеличение температуры напыления повышает прочность сцепления границы раздела. Части-

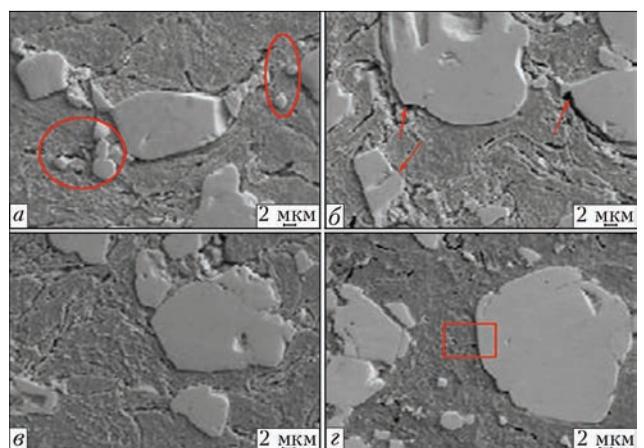


Рис. 12. Граница раздела между матрицей SS316L и частицами WC: а — без лазерного нагрева; б — 500; в — 700; г — 900 °С

цы WC хорошо вкрапливаются в матрицу SS316L при небольших зазорах.

Положительное влияние лазерного излучения на концентрацию частиц WC в композитных покрытиях WC/SS316L можно объяснить смягчением порошка SS316L. В процессе SLD частицы WC могут не деформироваться из-за высокой твердости, они вкрапливаются в деформируемую матрицу SS316L. Без помощи лазера или при более низком лазерном нагреве порошок SS316L нельзя достаточно размягчить для размещения твердых частиц, что приводит к относительно низкой концентрации WC. В случае более высокого лазерного нагрева, порошок SS316L легко деформируется при попадании частиц WC благодаря достаточно высокому размягчению, что приводит к более высокой концентрации частиц WC. Кроме того, из-за эффекта смягчения лазерным излучением в процессе SLD, частицы порошка SS316L легче деформируются, что также способствует оседанию ударных частиц WC для образования плотного сцепления и, следовательно, получения более прочного покрытия, чем покрытия CS. Относительно высокое содержание частиц WC и прочное сцепление на границе раздела между частицами WC и матрицей SS316L способствует лучшим трибологическим свойствам покрытия WC/SS316L, получаемого при SLD, чем при CS, как показано на рис. 13.

*Сравнение покрытий из металлического матричного композитного материала, выполненных SLD и LC.* На рис. 14 показана микроструктура алмазного/ композитного покрытия Ni60, полученного при SLD. Из рисунка видно, что частицы алмаза равномерно распределены в пределах матрицы Ni60 (рис. 14, а) и прочно вкраплены в матрицу сплава Ni60 с хорошим сцеплением границы раздела, как показано на рис. 14, б. Большинство частиц алмаза на композитных покрытиях полностью удерживаются. Это может быть вызвано смягчением матрицы Ni60 при лазерном нагреве. В данном случае частицы Ni60 были бо-

лее склонными к деформированию за счет неустойчивости адиабатического сдвига. Размягченные частицы Ni60 эффективно обволакивают и удерживают частицы алмаза.

На рис. 15 предоставлена некоторая информация о графитизации алмазов между алмазным/ Ni60 покрытием SLD и алмазным/ Ni60 покрытием LC. В процессе LC высокая температура и окислительная среда расплавленной ванны, получаемые при лазерном облучении, вызывают более легкую графитизацию частиц алмаза по сравнению с SLD. На рис. 15, б и г черные области показывают сильную графитизацию частиц алмаза; диффузия углерода происходила на поверхности границы раздела между частицами алмаза и матрицей Ni60. Также было обнаружено, что во время процесса LC неправильная форма алмазных частиц была заменена сферической. Однако на образце покрытия SLD не наблюдалось такой сильной графитизации, как на образце LC. Из рамановских спектров на рис. 16, можно видеть, что на образцах покрытия LC представлены не только типичная вершина алмаза размером  $1335\text{ см}^{-1}$ , а также и явная вершина неалмазного компонента размером  $1589\text{ см}^{-1}$ , в то время, как на образце покрытия SLD наблюдается только одна острая вершина алмаза размером  $1335\text{ см}^{-1}$ . Результаты анализа рамановских спектров показывают, что часть алмазных частиц графитизировалась на образце покрытия LC, однако на образце покрытия SLD графитизации не произошло. Все эти результаты служат основанием предполагать, что относительно высокое давление удара, низкая температура

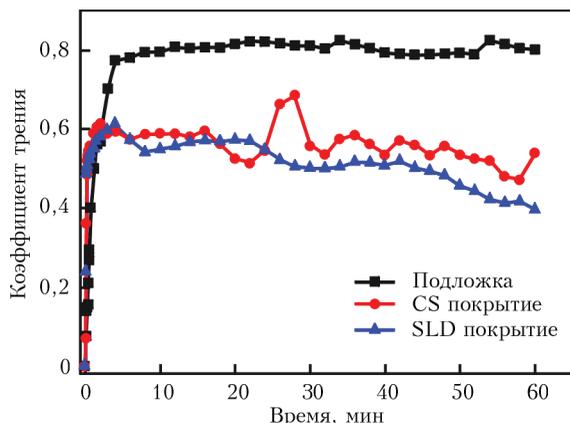


Рис. 13. Изменение коэффициентов трения от времени скольжения композитных покрытий WC/SS316L

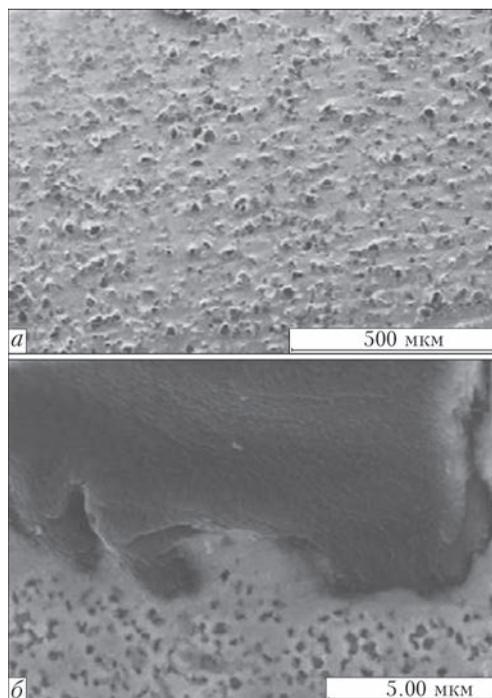


Рис. 14. Микроструктура алмазного/композитного покрытия Ni60, выполненного SLD

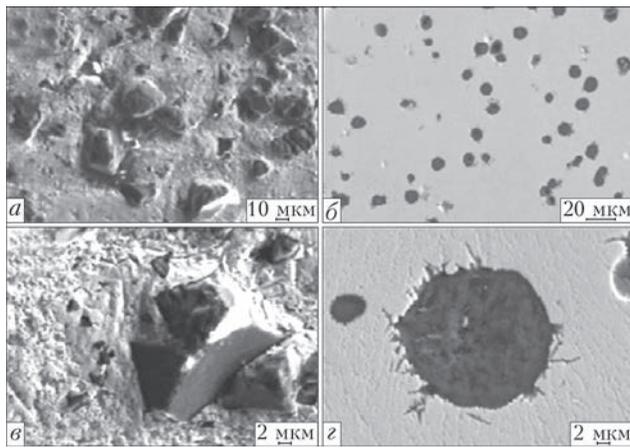


Рис. 15. Сравнение графитизации алмаза; алмазное покрытие Ni60 SLD (а, в) и алмазное покрытие Ni60 LC (б, г)

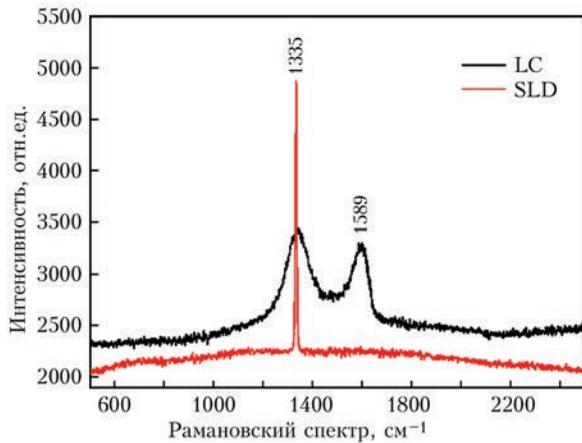


Рис. 16. Рамановские спектры алмазного/композитного покрытия Ni60 SLD и LC

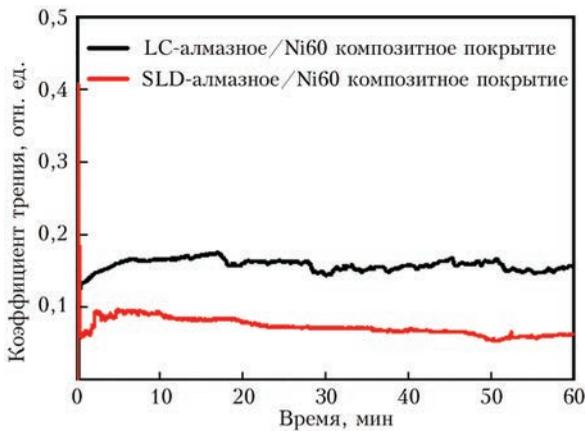


Рис. 17. Изменения коэффициента трения от времени скольжения

напыления, инертная атмосфера  $N_2$  положительно влияют на предотвращение графитизации алмазных частиц во время процесса SLD.

Согласно результатам испытания на износ, как показано на рис. 17, 18, алмазное/композитное покрытие Ni60 имеет отличные трибологические свойства. При циклической нагрузке в процессе износа и резке алмазных частиц неправильной формы, поверхность шлифовального шара  $Si_3N_4$  была сильно истерта. Считается, что трение меж-

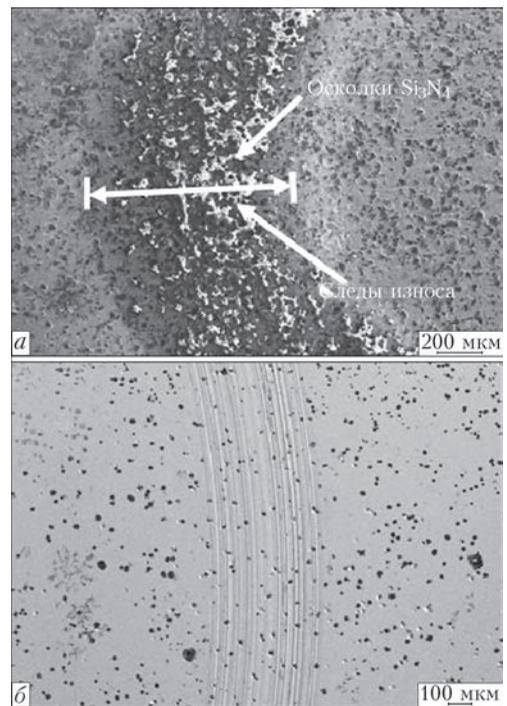


Рис. 18. РЭМ-изображения изношенных поверхностей: а — след износа образца SLD; б — след износа образца LC

ду контактными поверхностями было уменьшено благодаря абразивной устойчивости твердых частиц алмаза неправильной формы. Низкий коэффициент трения и высокая абразивная устойчивость алмазного/композитного покрытия Ni60 уменьшают повреждения поверхности, подвергаемой износу. Поверхность износа штифта повреждается в результате образования борозд. След износа характеризуется многочисленными прерывистыми, короткими и неглубокими бороздами. Это означает, что износостойкость композитного образца SLD лучше, чем образца LC, так как сцепление границы раздела между алмазными частицами и частицами сплава Ni60 достаточно прочное, чтобы выдержать механическую атаку при износе.

**Перспективы и проблемы.** На основе результатов обзорного исследования, можно сделать вывод, что SLD имеет огромный потенциал для быстрого внедрения технологии, разработанной в лаборатории, разным областям промышленности, таким как автомобилестроение, судостроение, биомедицина, авиационная/аэрокосмическая, энергетическая, нефтехимическая и горнорудная. Кроме того, необходимость снижения высокой стоимости получения покрытий, сокращения этапов для их получения за один проход и повышение функциональных свойств покрытия являются некоторыми из причин того, что способ напыления SLD будет и дальше оставаться в центре внимания как научных, так и промышленных исследований. Для успешного применения технологии SLD в промышленности нужно исследовать не-

которые проблемы прикладного характера, такие как конкретная трибология, сильный абразивный износ, высокотемпературная ползучесть, устойчивость и сильная эрозия.

В дальнейшем следует сконцентрировать внимание на повышении эффективности и функциональности технологии SLD. Эффективность в данном исследовании была ограничена из-за несоответствия лазерного пятна пятну напыления порошка и неравномерного распределения нагрева (гауссов профиль нагрева) на участке напыления. Использование более мощного лазера смогло бы увеличить лазерное пятно до размера пятна напыления порошка, а эффективность напыления должна быть исследована при более высоких скоростях подачи и осаждения. Если применять лазерный луч прямоугольного профиля, то можно ожидать более равномерного распределения температуры, что позволит увеличить плотность напыления и, таким образом, улучшить управление процессом. Следует исследовать использование более высоких скоростей частиц, применяя газовый нагрев, или усовершенствованную конструкцию сопел; следует ожидать улучшения эффективности напыления, плотности и механических свойств.

*Авторы выражают благодарность за финансовую поддержку Китайскому Национальному Фонду Естественных Наук (51475429), Чжэцзянскому Проекту Прикладных Исследований Технологий Провинциального Содружества (2014C31122), а также Исследовательскому Проекту Доктрины Провинции Дзеджан (Z42102002).*

1. Bray M., Cockburn A., O'Neill W. The laser-assisted cold spray process and deposit characterization // Surface & Coating Technology. – 2011. – № 203. – P. 2851–2857.
2. High speed titanium coating by supersonic laser deposition / R. Lupoi, M. Sparkes, A. Cockburn, W. O'Neill // Materials Letter. – 2011. – № 65. – P. 3205–3207.
3. Solid-state manufacturing of tungsten deposits onto molybdenum substrates with supersonic laser deposition / M.

- Jones, A. Cockburn, R. Lupoi et al. // Ibid. – 2014. – № 134. – P. 295–297.
4. Olakanmi E.O., Doyoyo M. Laser assisted cold-spray corrosion- and wear-resistant coatings: a review // J. of Thermal Spray Technology. – 2014. – № 23. – P. 765–785.
5. Kulmala M., Vuoristo P. Influence of process conditions in laser-assisted low pressure cold spraying // Surface & Coatings Technology. – 2008. – № 202. – P. 4503–4508.
6. Beneficial effects of synchronous laser irradiation on the characteristics of cold-sprayed copper coatings / B. Li, L.J. Yang, Z.H. Li et al. // J. of Thermal Spray Technology. – 2015. – № 24. – P. 836–847.
7. Performance comparison of Stellite 6 deposited on steel using supersonic laser deposition and laser cladding / F. Luo, A. Cockburn, R. Lupoi et al. // Surface & Coatings Technology. – 2012. – № 212. – P. 119–127.
8. Beneficial effects of laser irradiation on the deposition process of diamond/Ni60 composite coating with cold spray / J.H. Yao, L.J. Yang, B. Li, Z.H. Li // Applied Surface Science. – 2015. – № 330. – P. 300–308.
9. Microstructure and tribological performance of tungsten carbide reinforced stainless steel composite coatings by supersonic laser deposition / B. Li, J.H. Yao, Q.L. Zhang et al. // Surface & Coatings Technology. – 2015. – № 275. – P. 58–68.
10. Characteristics of performance of hard Ni60 alloy coating produced with supersonic laser deposition technique / J.H. Yao, L.J. Yang, B. Li, Z.H. Li // Materials & Design. – 2015. – № 83. – P. 26–35.
11. Deposition mechanism and microstructure of laser-assisted cold-sprayed (LACS) Al-12 wt. % Si coatings: effect of laser power / E.O. Olakanmi, M. Tlotleng, C. Meacock et al. // JOM. – 2013. – № 65. – P. 776–783.
12. Supersonic laser spray of aluminum alloy on a ceramic substrate / A. Riveiro, F. Lusquinos, R. Comesana et al. // Applied Surface Science. – 2007. – № 254. – P. 926–929.
13. Yuan L.J., Luo F., Yao J.H. Deposition behavior at different substrate temperatures by using supersonic laser deposition // J. of iron and steel research, International. – 2013. – № 20. – P. 87–93.
14. Microstructural and mechanical evaluation of laser-assisted cold sprayed bio-ceramic coatings: potential use for biomedical applications / M. Tlotleng, E. Akinlabi, M. Shukla, Pityana // J. of Thermal Spray Technology. – 2015. – № 24. – P. 423–435.
15. Simulation analysis of Stellite 6 particle impact on steel substrate in supersonic laser deposition process / F. Luo, A. Cockburn, D.B. Cai et al. // Ibid. – 2015. – № 24. – P. 378–393.
16. Effects of diamond size on the deposition characteristics and tribological behavior of diamond/Ni60 composite coating prepared by supersonic laser deposition / L.J. Yang, B. Li, J.H. Yao, Z.H. Li // Diamond and Related Material. – 2015. – in press.

Поступила в редакцию 23.01.2016

**Международная конференция Немецкого союза сварки и родственных процессов DVS  
«Современные тенденции в сварке  
и соединительных технологиях в 21-ом веке»**

Языки конференции: русский, английский, эстонский

Наш первый контакт для Вас, пожалуйста, свяжитесь с нами:

1. Frau Agne Plenaite agne.plenaite@gsi-baltikum.ee LT, ENG
2. Herr Vladimir Beloi vladimir.beloi@tlmk.ee EE, RUS
3. Herr Ilgonis Rungis irungis@3arodskola.lv LV, RUS
4. Frau Irina Pinneker pinneker@slv-rostock.de DE, RUS
5. Herr Sergei Boaga sergei.boaga@gsi-baltikum.ee EE, RUS
6. Herr Dr. Groß hans-g.gross@gsi-baltikum.ee DE, RUS, ENG

