



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov







Концепция микромоделирования процесса соединения разнородных материалов пластической деформацией

Денис Салихьянов^{1, 2, а, *}, Николай Мичуров^{2, 3, б}

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

² Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

³ Уральский институт Государственной противопожарной службы Министерства Российской Федерации по делам гражданской обороны, чрезвычайным ситуациям и ликвидации последствий стихийных бедствий, ул. Мира, 22, г. Екатеринбург, 620062, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-7235-7111>,  d.r.salikhianov@urfu.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0003-1775-6181>,  n.michurov@ya.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669

История статьи:

Поступила: 16 июня 2023

Рецензирование: 28 июня 2023

Принята к печати: 06 июля 2023

Доступно онлайн: 15 сентября 2023

Ключевые слова:

Слоистые композиты
Алюминиевые сплавы
Совместная деформация
Напряженно-деформированное состояние
Соединение материалов
Конечно-элементное моделирование

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20243 «Мульти-масштабное моделирование процессов соединения разнородных материалов пластической деформацией» при поддержке правительства Свердловской области.

Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Прочность соединения разнородных материалов является наиболее важной характеристикой слоистых композитов, определяющей успех их освоения при промышленном производстве. С целью развития теории соединения материалов пластической деформацией в работе предложено выполнение компьютерного моделирования совместной деформации представленных объемов разнородных материалов в микромасштабе и сопоставление параметров напряженно-деформированного состояния с ранее представленным теоретическим механизмом. **Цель работы** заключается в анализе напряженно-деформированного состояния разнородных материалов при пластической деформации в микромасштабе и установлении месторасположения начала разрушения поверхностных оксидных пленок. Для достижения поставленной цели сформулированы следующие задачи работы: 1) исследование поверхностных профилей разнородных материалов, соединяемых пластической деформацией; 2) моделирование методом конечных элементов (КЭ) пластической деформации контактных поверхностей разнородных материалов в микромасштабе; 3) изучение стадий совместной деформации разнородных материалов в микромасштабе и верификация теоретической модели. **Методика исследований.** Исследование трехмерной топографии и шероховатости выполнено на Veeco Wyko NT1100 Optical Profiling System. В качестве основного инструмента для выполнения исследований выбран пакет КЭ-моделирования Deform-3D. В качестве исследуемых материалов выбраны алюминиевые сплавы АМг3 и Д16. **Результаты и обсуждение.** В работе выполнено компьютерное КЭ-моделирование совместной деформации поверхностей сплавов АМг3 и Д16 в микромасштабе, проведен анализ поверхностных профилей материалов после различных видов обработки, исследованы параметры напряженно-деформированного состояния и сопоставлены с параметрами теоретического механизма. По результатам сопоставления оценена адекватность предлагаемого теоретического механизма и отмечены практические трудности теоретического моделирования совместной деформации разнородных материалов в микромасштабе. КЭ-моделирование в микромасштабе позволило изучить протекание пластической деформации в приповерхностных слоях материалов, а также выявить области наиболее вероятного разрушения поверхностных оксидных пленок и, следовательно, области первичного соединения разнородных материалов.

Для цитирования: Салихьянов Д.Р., Мичуров Н.С. Концепция микромоделирования процесса соединения разнородных материалов пластической деформацией // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 3. – С. 36–49. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-36-49.

*Адрес для переписки

Салихьянов Денис Ринатович, к.т.н., доцент
Уральский федеральный университет,
ул. Мира, 28,
620002, г. Екатеринбург, Россия
Тел.: +7 (343) 375-44-37, e-mail: d.r.salikhianov@urfu.ru

Введение

Влияние шероховатости контактных поверхностей на соединение материалов при пластической деформации

Прочность соединения разнородных материалов является наиболее важной характеристикой слоистых композитов, определяющей успех их освоения при промышленном производстве [1]. Среди известных технологий производства слоистых металлических композитов (сварка взрывом, совместная прокатка, нанесение порошковых покрытий и др.) наиболее перспективными являются технологии на основе совместной прокатки благодаря высокой производительности процесса, возможности автоматизации и относительной простоты контроля качества. По сравнению с широко распространенной сваркой взрывом, полученные деформацией слоистые композиты обладают более высокой точностью, качеством и стабильностью свойств, а также меньшим уровнем вредных растягивающих остаточных напряжений.

Сдерживающим фактором развития производства слоистых композитов прокаткой и другими способами на основе обработки давлением является проблема получения прочного соединения их слоев [2]. На межслойной границе материалов при пластической деформации протекают сложные физико-химические процессы, поэтому определение режимов обработки давлением является трудоемкой задачей для каждого нового разрабатываемого композита. В результате разработка новых технологий неизбежно связана с большим объемом экспериментальной работы.

На настоящий момент проведено большое количество исследований, посвященных изучению влияния различных факторов совместной прокатки на прочность соединения материалов [3–8]. Джамаати и Торогинежад [3], а также Ли с соавторами [4] представили достаточно подробные обзорные работы, описывающие влияние этих факторов на прочность соединения однородных и разнородных металлов при совместной прокатке. В частности, Джамаати и Торогинежад [3] описали влияние обжатий, отжига до и после прокатки, исходной толщины листов, скорости прокатки, направления прокатки, коэффициента трения и наличия упрочняющих частиц. В ра-

боте Ли с соавторами [4] рассмотрено влияние условий прокатки, в частности обжатия, параметров очага деформации, наличия загрязнений и толщины оксидной пленки на соединяемых поверхностях, метода подготовки поверхности, условий трения и постотжига.

Обзорные [3, 4] и экспериментальные [9–17] работы показывают, что технология подготовки контактных поверхностей материалов относится к одному из наиболее значимых факторов, влияющих на процесс их соединения. Обработка поверхностей необходима для удаления частиц влаги, жира и загрязнений, а также для уменьшения толщин поверхностных оксидных пленок, препятствующих соединению материалов. Важно отметить, что в опубликованных работах до сих пор не приведены оптимальные параметры контактных поверхностей для соединения материалов, такие как средняя арифметическая шероховатость R_a , высота выступов H , средний шаг неровностей по вершинам S , длина волн выступов W и др.

Например, в [9] наивысшая прочность соединения стали и алюминия получена для поверхностей с шероховатостью $R_a = 5,8$ мкм среди возможных вариантов шероховатости соединяемых поверхностей 1,7, 1,8, 1,9, 3,6, 4,2 и 5,8. Худший результат получен для поверхностей с шероховатостью 1,8 мкм.

В [10] максимальная прочность соединения латуни и IF-стали получена при шероховатости контактных поверхностей 4,2 мкм среди шести вариантов шероховатости контактных поверхностей: 0,5, 1,7, 2,2, 2,9, 3,6 и 4,2 мкм. Худший результат наблюдается при шероховатости контактных поверхностей, равной 0,5 мкм.

В работах, указанных выше, сделан вывод о том, что чем больше шероховатость контактных поверхностей, тем выше достигаемая прочность соединения материалов. Далее представлены работы, в которых этот вывод не подтверждается.

В [11] лучшее качество соединения чистого алюминия и алюминиевого сплава AA2024 наблюдалось для соединяемых поверхностей с шероховатостью R_a менее 0,58 мкм из возможных вариантов 0,58, 0,13 и 0,03 мкм, полученных микроинжинирингом поверхностей, а также 0,05 и 0,25 мм, полученных макроинжинирингом. Худшее качество наблюдалось для поверхностей с шероховатостью $R_a = 0,25$ мм.

В [12] наивысшая прочность соединения чистого алюминия и сплава AA2024 достигнута при шероховатости контактных поверхностей 1 мкм среди следующих вариантов: полированная поверхность, $R_a = 1, 3$ и 5 мкм. Худший результат получен для полированной поверхности.

В [13] максимальная прочность соединения листов из технической чистой меди достигнута при шероховатости соединяемых поверхностной $R_z = 0,09$ мкм среди вариантов R_z , равных 0,09, 1,5, 4,4 и 14 мкм. В работе говорится, что чем больше отношение высоты H к ширине основания W выступов профилей соединяемых поверхностей металлов, тем больше прочность соединения. Стоит отдельно отметить, что только в указанной работе были представлены результаты измерения отношения H/W .

В [14] наивысшая прочность соединения листов из нержавеющей мартенситной стали 1Cr11Ni2W2MoV получена при шероховатости контактных поверхностей $R_a = 0,43$ мкм среди двух вариантов: 0,43 и 0,95 мкм.

Как видно из двух последних работ, для определенных условий совместной пластической деформации уменьшение шероховатости контактных поверхностей способствует соединению материалов.

Механизм контактного взаимодействия между разнородными материалами при пластической деформации

С целью развития теории соединения материалов пластической деформацией и создания новых фундаментальных моделей в предыдущей работе автора [18] была представлена разработанная теоретическая модель совместной пластической деформации разнородных материалов. В модели предполагался контакт двух материалов, один из которых более твердый по отношению к другому. До определенного предела интенсивности напряжений на контакте между материалами более твердый материал допустимо считать недеформируемым. Модель была разработана в плоской постановке, анализ напряжений проводился методом линий скольжения с соответствующими методу допущениями. В модели учитывался поверхностный профиль только твердого материала, так как мягкий материал на первых стадиях активно деформируется и принимает форму более твердого материала.

Косвенно это предположение подтверждается в исследовании [10], в котором сделан вывод о большем влиянии шероховатости поверхности твердого материала в сравнении с мягким.

Схематично модель соединения изображена на рис. 1 в виде последовательных стадий развития деформации в приконтактных слоях материалов:

I стадия – внедрение выступов более твердого материала в мягкий материал. Мягкий материал выдавливается из-под выступов более твердого материала и течет в полости поверхностного профиля твердого материала. Очаги деформации друг с другом не контактируют;

II стадия – заполнение полостей на поверхности твердого материала мягким материалом. Очаги деформации в контакте, в центре образуется общий очаг деформации, заполняемый из-под соседних выступов;

III стадия – критическая стадия заполнения полостей поверхности твердого материала мягким материалом, течение которого затруднено влиянием соседствующих выступов. Незаполненная часть полости представляет собой остаточную пору на межслойной границе;

IV стадия – распространение пластической деформации в глубинные слои мягкого металла за счет подпора, создаваемого на контакте с твердым материалом.

Дальнейшее заполнение полостей твердого материала, а также его пластическая деформация возможны только после наклепа основного объема мягкого материала. С точки зрения образования соединения важным является момент и место разрушения поверхностных оксидных пленок. По результатам теоретического анализа, выполненного в [18, 19], были выявлены участки наиболее вероятного разрушения поверхностных оксидных слоев:

- участки мягкого металла под выступами, характеризующиеся большими значениями накопленной пластической деформации Λ и низкими значениями относительного среднего нормального напряжения σ/T , что означает преобладающую долю сжимающих напряжений (Λ – степень деформации сдвига; σ – среднее напряжение; T – интенсивность касательных напряжений);

- участки мягкого металла в центре свободной поверхности, характеризующиеся низкими

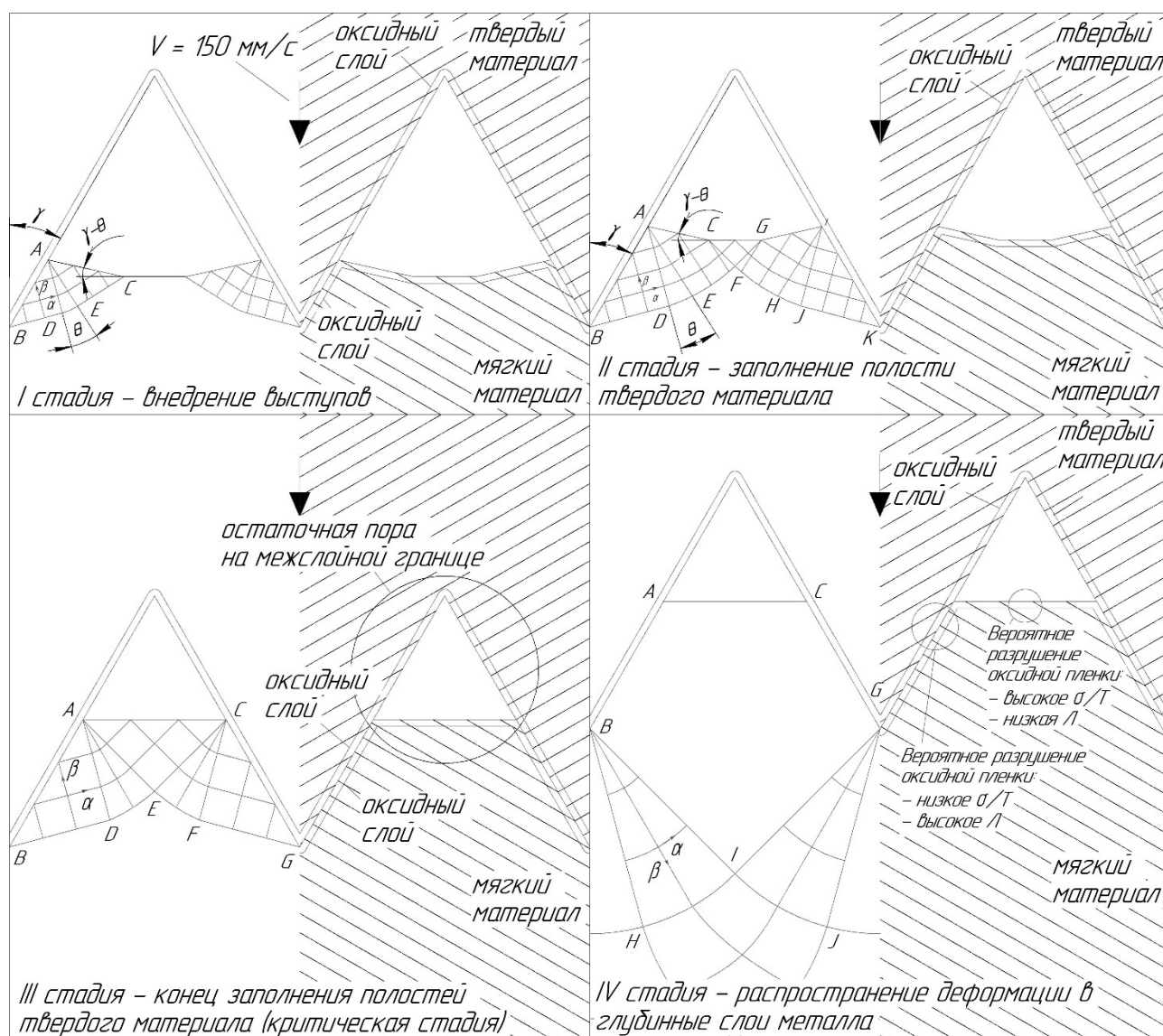


Рис. 1. Теоретическая модель пластической деформации разнородных материалов в микромасштабе

Fig. 1. Microscale theoretical model of plastic deformation of dissimilar materials

значениями накопленной пластической деформации Λ и высокими значениями показателя на напряженном состоянии σ/T , соответствующими повышенной доле растягивающих напряжений.

В зависимости от профиля поверхности твердого материала, выраженного отношением высоты к ширине основания выступов H/W , значения напряженно-деформированного состояния и объем незаполнения полости варьируются в широком диапазоне [18].

Вследствие указанных ограничений теоретической модели установить расположение места разрушения оксидных пленок и последующей инициации образования мостиков связи между чистыми металлами не представляется возможным. Кроме того, не известно, насколько разра-

ботанная теоретическая модель отражает реальное контактное взаимодействие поверхностей разнородных материалов при пластической деформации.

В связи с этим в настоящей работе поставлена **цель**: анализ напряженно-деформированного состояния разнородных материалов при пластической деформации в микромасштабе и установление месторасположения начала разрушения поверхностных оксидных пленок. Для достижения поставленной цели сформулированы следующие **задачи** работы: 1) исследование поверхностных профилей разнородных материалов, соединяемых пластической деформацией; 2) моделирование методом конечных элементов (КЭ) пластической деформации контакт-

ных поверхностей разнородных материалов в микромасштабе; 3) изучение стадий совместной деформации разнородных материалов в микромасштабе и верификация теоретической модели.

Методика исследований

Объектом исследования являлся процесс совместной деформации алюминиевых сплавов Д16 (сплав серии 2xxx, термически и деформационно упрочняемый) и АМг3 (сплав серии 5xxx, деформационно упрочняемый) [20].

Соединяемые поверхности алюминиевых сплавов перед пластической деформацией подвергались обезжириванию ацетоном, сушке и поверхностной обработке. Механическая обработка поверхности сплавов проводилась по двум крайним вариантам: а) ленточное шлифование лентой с зернистостью Р40 (средняя зернистость); б) ленточное шлифование лентой с зернистостью Р120 (мелкая зернистость). Шлифование выполнялось со скоростью движения ленты 250 м/мин, направление шлифования совпадало с направлением прокатки.

Исследование трехмерной топографии и шероховатости выполнено на Veeco Wyko NT1100 Optical Profiling System. В результате исследования получен массив координатных точек поверхности площадью 1159×756 мкм и параметры шероховатости: средняя шероховатость R_a , среднеквадратичная шероховатость R_q , общая высота профиля шероховатости R_t . Полученный массив координатных точек был использован для создания трехмерной поверхности и трехмерных твердотельных моделей представительных объемов приповерхностных слоев материалов с размерами 1159×756×600 (Д×Ш×В) для КЭ-моделирования в микромасштабе.

Сплавы Д16 и АМг3 поставлялись в отожженном (мягком) состоянии. Кривые упрочнения сплавов были построены с использованием кулачкового пластометра ИМАШ УрО РАН, а затем интегрированы в среду Deform-3D. Получившееся соотношение со-

противлений деформаций сплавов $\frac{\sigma_{Д16}}{\sigma_{АМг3}}$ близко к 0,8.

В качестве основного инструмента для выполнения исследований выбран пакет КЭ-моделирования Deform-3D. С целью экономии вычислительных ресурсов при решении задач были использованы окна плотности с размером КЭ внутри окон 22–23 мкм, снаружи 50 мкм. Перед пластической деформацией представительные объемы материалов сводились к контакту, как показано на рис. 2, с заданными граничными условиями. С целью предотвращения смещения одного представительного объема относительно другого, а также предотвращения потери устойчивости на одной из граней задавалось граничное условие $v_y = 0$ мкм/с. На верхней грани,

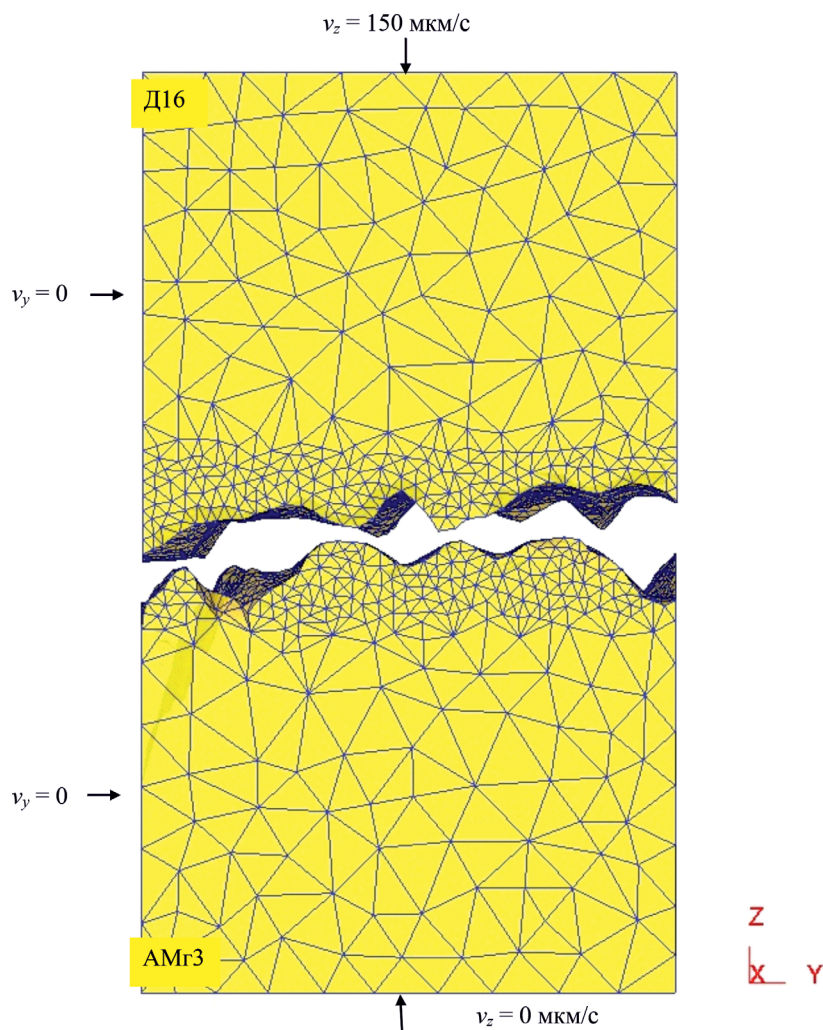


Рис. 2. Постановка задачи моделирования процесса пластической деформации сплавов АМг3 и Д16 в микромасштабе

Fig. 2. Problem statement of microscale simulation of the process of plastic deformation of alloys AMg3 and D16

противоположной поверхности выступов представительного объема материала АМгЗ, приложена скорость перемещения $v_z = 150$ мкм/с. Под воздействием создаваемого усилия в определенный момент в обоих материалах возникала пластическая деформация. Процесс пластической деформации продолжался до момента достижения максимального значения сопротивления деформации сплава Д16.

Результаты и их обсуждение

Исследование поверхностных профилей

На первом этапе исследования получены твердотельные модели представительных объемов сплавов АМгЗ и Д16 после обработки шлифмашиной со шлифовальной лентой зернистости Р40 и Р120. Пример модели для сплава АМгЗ после обработки лентой зернистости Р40 представлен на рис. 3. Благодаря выбранному виду поверхностной обработки на всех материалах получен продольный профиль, как показано на рис. 3. В связи с этим моделируемые процессы допустимо рассматривать в контексте сравнения с теоретической моделью в плоской постановке.

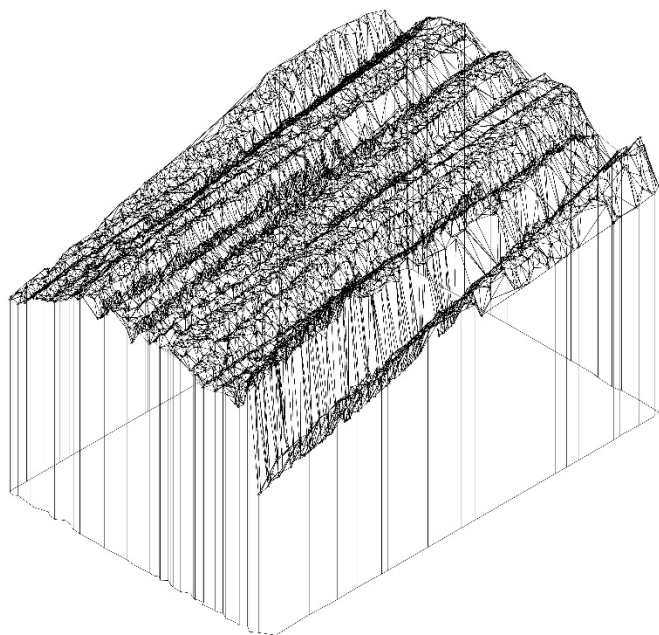


Рис. 3. Представительный объем сплава АМгЗ с поверхностной обработкой шлифмашиной с лентой зернистости Р40

Fig. 3. Representative volume of AMg3 alloy with surface machined by a grinder with a P40 grit band

Созданные твердотельные модели были подвергнуты анализу в отдельных сечениях через шаг 100 мкм с целью установления средних значений фактического отношения высоты к ширине основания выступов H/W или фактического значения $\frac{1}{2}\text{ctg}(\alpha)$, где α – угол вершины выступа. Пример анализа сечений представительных объемов материалов после разных видов поверхностной обработки показан на рис. 4. Как видно из рис. 4, поверхностный профиль материалов после обработки представляет собой набор хаотически расположенных фигур разной формы и размеров. Исходя из визуального наблюдения наиболее подходящими геометрическими фигурами для описания сечения поверхностных профилей являются треугольники и трапеции.

Результаты оценки параметров поверхностных профилей α и H/W сведены в табл. 1. Видно, что один и тот же вид поверхностной обработки создает разные поверхностные профили в зависимости от материала, что связано в первую очередь с прочностными характеристиками и твердостью обрабатываемых материалов. Чем мягче материал (в нашем случае отожженный Д16), тем параметры шероховатости R_a и R_t ниже.

Шлифование лентами с разной зернистостью оказало неодинаковое влияние на исследуемые материалы: уменьшение зернистости ленты с Р40 до Р120 привело к уменьшению параметров шероховатости R_a и R_t и уменьшению среднего угла вершины выступов сплава АМгЗ, в то время как у сплава Д16 отмечено небольшое увеличение параметров шероховатости R_a и R_t и уменьшение среднего угла вершины выступа. Полученные средние углы вершин выступов для всех материалов лежат в диапазоне 40–60°, а отношение высоты выступа к ширине основания H/W – в диапазоне 0,29–0,6.

Согласно теоретической модели [18] для полученной геометрии выступов относительная глубина внедрения h_l/H должна лежать в диапазоне 0,56–0,64 к моменту начала распространения пластической деформации в объеме мягкого материала, где h_l – глубина внедрения выступов твердого материала в мягкий материал. Приведенное нормальное напряжение на контакте материалов σ/k должно лежать в диапазоне от –2,4 до –3,09, где k – сопротивление деформации мягкого материала на сдвиг.

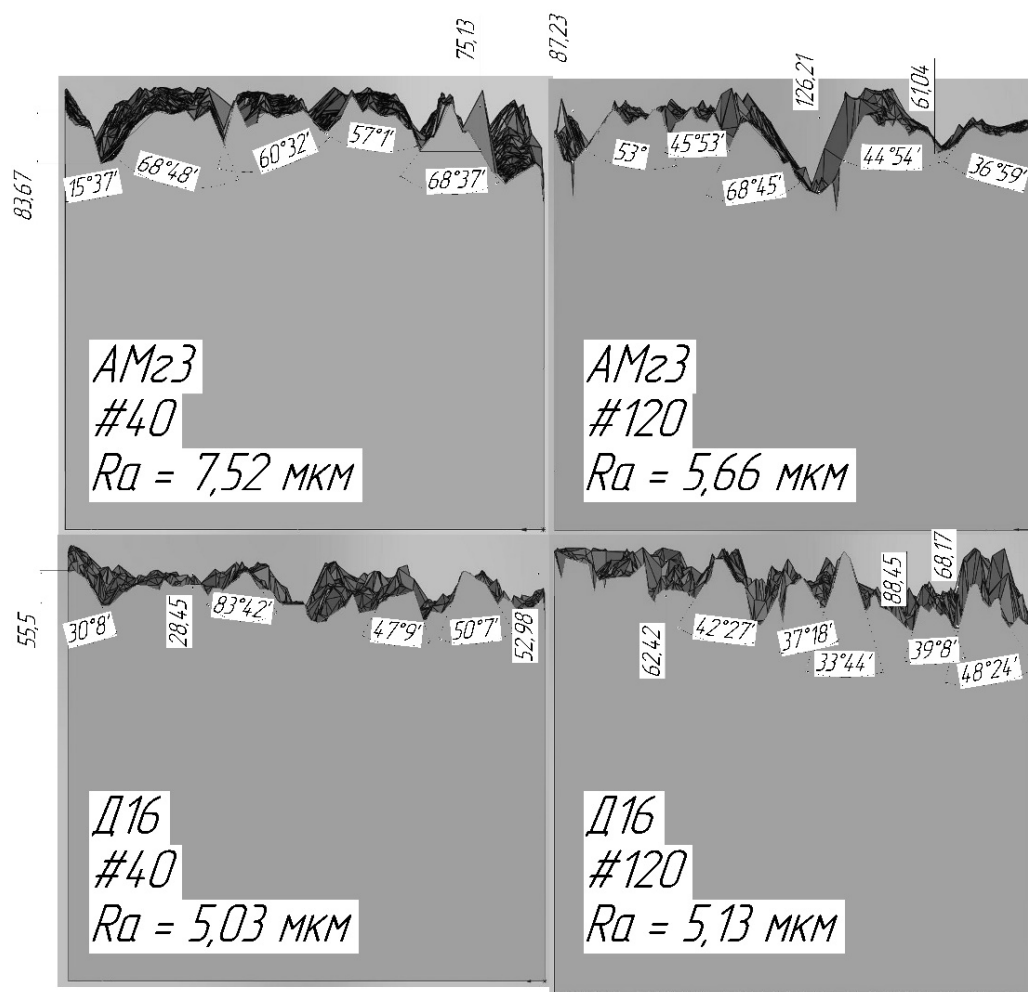


Рис. 4. Сечения представительных объемов сплавов АМг3 и Д16 после обработки на шлифмашине с лентами зернистости Р40 и Р120

Fig. 4. Cross-sections of representative volumes of AMg3 and D16 alloys after grinding with 40 and 120 grit bands

Таблица 1

Table 1

Параметры топографии поверхностей сплавов АМг3 и Д16 после обработки на шлифмашине с лентами зернистости Р40 и Р120

Surface topography parameters of AMg3 and D16 alloys after grinding with 40 and 120 grit bands

Материал / вид обработки / Material / type of grinding	Средняя шероховатость R_a , мкм / Average roughness R_a , μm	Общая высота профиля шероховатости R_p , мкм / Total height of profile R_p , μm	Средний угол вершины выступа / Average angle of the top of peaks	Отношение высоты выступа к ширине основания H/W / The ratio of the height of peak to the width of peak base
AMg3/P40 AMg3/40 grit	7,52	126,19	57°	0,33
AMg3/P120 AMg3/120 grit	5,66	116,19	49°	0,43
D16/P40 D16/40 grit	5,03	46,24	60°	0,29
D16/P120 D16/120 grit	5,13	55,15	40°	0,6

Исследование пластической деформации разнородных материалов в микромасштабе

Как было указано в методике исследования, поверхностные профили материалов АМг3 и Д16 были сведены до контакта, после чего была инициирована пластическая деформация. На рис. 5 показан первоначальный момент контакта поверхностей материалов после обработки лентами с зернистостью Р40 и Р120 в некотором центральном сечении представительных объемов. Как видно, реальная картина контакта между материалами в случайной плоскости не повторяет в чистом виде идеализированную теоретическую модель: периодически повторяющиеся выступы имеют разную форму и размеры; напротив выступов одного материала могут располагаться как выступы, так и впадины другого материала. Соответственно в процессе пластической деформации стадии, описанные в разделе «Механизм контактного взаимодействия между разнородными материалами при пластической деформации», будут происходить неодновременно по всей площади контакта.

Для того чтобы оценить стадии совместной пластической деформации разнородных материалов, шкала интенсивности деформации

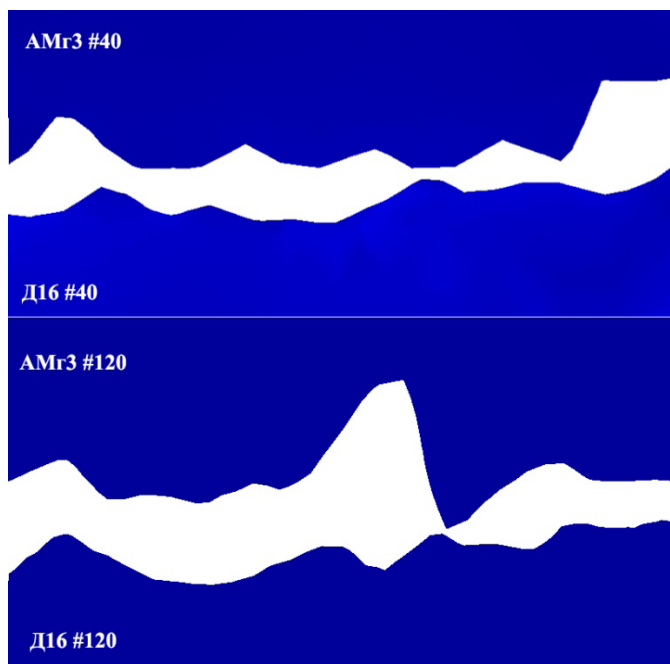


Рис. 5. Контакт поверхностей сплавов АМг3 и Д16 до пластической деформации в случайном сечении

Fig. 5. Contact of surfaces of AMg3 and D16 alloys before plastic deformation in a random cross-section

была настроена с верхним пороговым уровнем 120 МПа, что эквивалентно пределу текучести сплава АМг3. При достижении узловых точек КЭ 120 МПа соответствующие области материалов подсвечивались красным цветом, что означало переход материала в пластическое состояние. При достижении всего объема обоих материалов уровня 120 МПа шкала перенастраивалась на следующий верхний уровень – 200 МПа, что соответствовало максимальному значению сопротивления деформации сплава Д16. Ключевые стадии совместной пластической деформации материалов, обработанных лентой Р40, показаны на рис. 6, лентой Р120 – на рис. 7.

Как видно из рис. 6 и 7, течение материалов на I стадии совместной деформации довольно сильно отличается от идеализированного представления: при контакте практически одновременно начинается пластическая деформация как сплава Д16, так и более прочного сплава АМг3. Анализ деформации представительных объемов показывает, что в основном происходит одновременное смятие выступов обоих материалов. Это связано в первую очередь с близостью со-

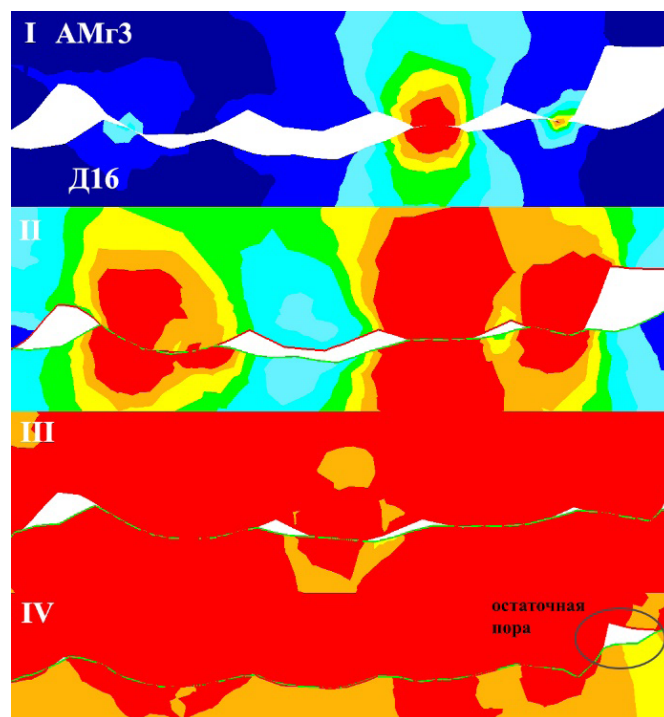


Рис. 6. Стадии совместной пластической деформации сплавов АМг3 и Д16, предварительно обработанных лентой с зернистостью Р40

Fig. 6. Stages of joint plastic deformation of AMg3 and D16 alloys preliminary grinded with a 40 grit band

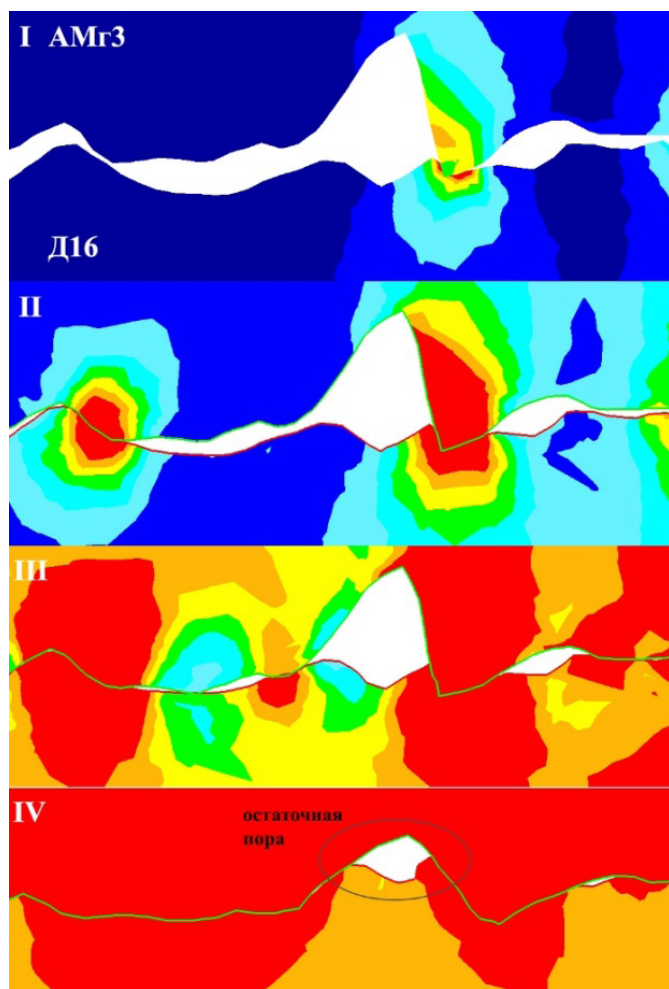


Рис. 7. Стадии совместной пластической деформации сплавов АМг3 и Д16, предварительно обработанных лентой зернистости Р120

Fig. 7. Stages of joint plastic deformation of AMg3 and D16 alloys preliminary grinded with a 120 grit band

противлений деформаций сплавов, отношение которых близко к 0,8. К концу критической стадии II на границе между материалами остаются незаполненные участки полостей вследствие недостаточности приложенных давлений, при этом пластическая деформация начинает распространяться вглубь объемов обоих материалов (стадия III).

По мере увеличения наклепа обоих материалов и роста давлений на межслойной границе происходит дозаполнение полостей на поверхности сплава АМг3. При достижении максимального значения интенсивности напряжений для сплава Д16 на межслойной границе остаются незаполненные полости – остаточные поры, для заполнения которых требуется дальнейшее увеличение давлений. Таким образом, несмотря

на отличия на первом этапе совместной пластической деформации, конечные стадии протекают в соответствии с предлагаемым теоретическим механизмом.

На стадии III микромоделей совместной пластической деформации были оценены и сопоставлены с теоретической моделью [18], при этом оценивались следующие параметры: относительная глубина внедрения h_i/H и приведенное нормальное напряжение на контакте материалов σ/k (табл. 2). Как видно из табл. 2, относительная глубина внедрения выступов h_i/H КЭ микромоделей значительно отличается от результатов расчета по теоретической модели. Расхождение объясняется прежде всего значительными отличиями фактических профилей поверхностей материалов от теоретических, а также близостью сопротивлений деформаций материалов, из-за чего они деформируются практически одновременно.

Расхождения в приведенных нормальных напряжениях σ/k , полученные путем анализа КЭ микромоделей и теоретической модели, также заметны, что объясняется близостью сопротивлений деформаций слоев материалов и практически одновременным переходом их в пластическое состояние. В результате для заданного процесса теоретическая модель [12] дает лишь приближенные значения показателей напряженно-деформированного состояния.

Отдельным важным практическим вопросом КЭ-микромоделирования являлось установление участков наиболее вероятного разрушения поверхностных оксидных слоев. В качестве критерия для оценки вероятности разрушения был использован хорошо известный критерий

Кокрофта – Лэтема $\int_0^{\bar{\epsilon}_p} \frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon}$, где σ_1 – главное

напряжение; $\bar{\sigma}$ – интенсивность напряжений; $d\bar{\epsilon}$ – приращение накопленной пластической деформации. На рис. 8 показана поверхность контакта на стороне сплава Д16 в начале III стадии совместной пластической деформации с подсвеченными точками контакта с поверхностью АМг3 и без точек контакта. Рис. 8 демонстрирует, что наиболее высокие значения поврежденности поверхностных слоев наблюдаются на участках, свободных от контакта с противопо-

Результаты сопоставления параметров напряженно-деформированного состояния КЭ микромоделей с теоретическим механизмом [18]

The results of comparing the parameters of the stress-strain state of the *FE* micromodel with the theoretical mechanism [18]

Материалы / вид обработки / Materials / type of grinding	Относительная глубина внедрения h_l/H / Relative penetration depth h_l/H		Приведенное нормальное напряжение σ/k / Reduced normal stress σ/k	
	Теоретическая модель [18] / Theoretical model [18]	КЭ микромодель / <i>FE</i> micromodel	Теоретическая модель [18] / Theoretical model [18]	КЭ микромодель / <i>FE</i> micromodel
AMr3-Д16/P40 / <i>AMg3-D16/40</i> grit	0,62	0,86	-2,92	-2,45
AMr3-Д16/P120 / <i>AMg3-D16/120</i> grit	0,61	0,4	-2,75	-1,9

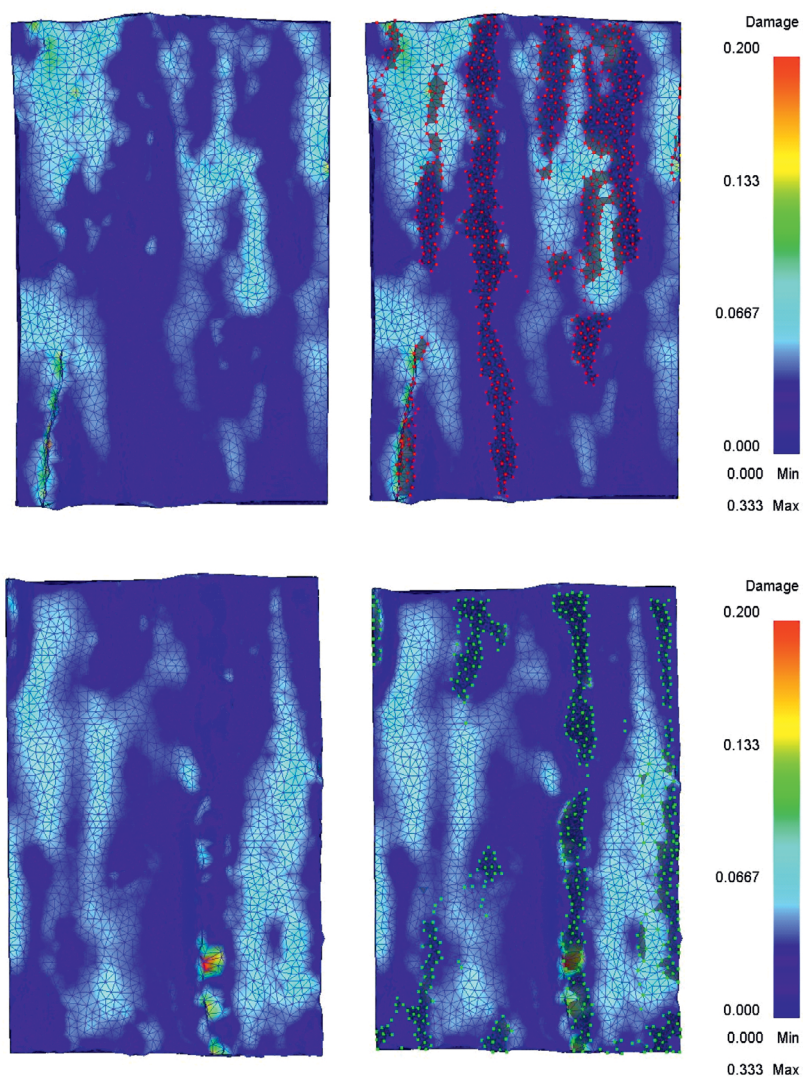


Рис. 8. Зоны наиболее вероятного разрушения поверхностных оксидных слоев сплава Д16

Fig. 8. Areas of the most probable fracture of the surface oxide layers on the *D16* alloy

ложным материалом. Отсюда следует вывод, что более значимым фактором разрушения поверхностных оксидных пленок являются высокие значения показателя напряженного состояния σ/T , характерные для поверхностей, свободных от контакта с противоположным материалом.

Закключение

В работе выполнено компьютерное КЭ-моделирование совместной деформации поверхностей сплавов АМгЗ и Д16 в микромасштабе, проведен анализ поверхностных профилей материалов после различных видов обработки, исследованы параметры напряженно-деформированного состояния и сопоставлены с параметрами теоретического механизма.

Сопоставление параметров напряженно-деформированного состояния, полученных при КЭ-моделировании в микромасштабе, с параметрами теоретической модели показало заметные расхождения на I и II стадиях совместной деформации, что связано с близкими значениями сопротивлений деформации соединяемых материалов и отклонением фактического поверхностного профиля от идеализированного. Несмотря на это, после наступления критической стадии III дальнейшая совместная деформация протекает в соответствии с предлагаемым теоретическим механизмом: на границе между материалами остаются незаполненные участки полостей, а пластическая деформация начинает распространяться вглубь объемов обоих материалов. По мере увеличения наклепа обоих материалов и роста давлений на межслойной границе происходит дозаполнение полостей на поверхности сплава.

Таким образом, КЭ-моделирование совместной деформации в микромасштабе позволило выявить границы применения теоретического механизма, расхождения в случае совместной деформации материалов с близкими значениями сопротивления деформации, а также направления дальнейшего совершенствования. Теоретическую модель рекомендуется использовать для анализа процессов совместной деформации материалов с большей разницей в сопротивлениях деформации. При изучении процессов деформации материалов с близкими значениями сопротивления деформации представленная модель

адекватно отражает последовательность после наступления критической стадии, а именно в момент начала распространения пластической деформации вглубь объемов материалов. Для расширения границ использования теоретической модели рекомендуется рассмотреть задачу пластического смятия выступов.

Список литературы

1. Joining by forming—A review on joint mechanisms, applications and future trends / P. Groche, S. Wohletz, M. Brenneis, C. Pabst, F. Resch // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2014. – Vol. 214. – P. 1972–1994. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2013.12.022.
2. Joining by plastic deformation / K.-I. Mori, N. Bay, L. Fratini, F. Micari, A.E. Tekkaya // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2013. – Vol. 62. – P. 673–694. – DOI: 10.1016/j.cirp.2013.05.004.
3. Jamaati R., Toroghinejad M.R. Cold roll bonding bond strengths: review // *Materials Science and Technology*. – 2011. – Vol. 27, iss. 7. – P. 1101–1108. – DOI: 10.1179/026708310X12815992418256.
4. Li L., Nagai K., Yin F. Progress in cold roll bonding of metals // *Science and Technology of Advanced Materials*. – 2008. – Vol. 9. – P. 023001. – DOI: 10.1088/1468-6996/9/2/023001.
5. Rezayat M., Akbarzadeh A. Bonding behavior of Al–Al₂O₃ laminations during roll bonding process // *Materials and Design*. – 2012. – Vol. 36. – P. 874–879. – DOI: 10.1016/j.matdes.2011.08.048.
6. Tang C., Liu Z., Zhou D. Surface treatment with the cold roll bonding process for an aluminum alloy and mild steel // *Strength of Materials*. – 2015. – Vol. 47, iss. 1. – P. 150–155. – DOI: 10.1007/s11223-015-9641-3.
7. Arbo S.M., Westermann I., Holmedal B. Influence of stacking sequence and intermediate layer thickness in AA6082-IF steel tri-layered cold roll bonded composite sheets // *Key Engineering Materials*. – 2018. – Vol. 767. – P. 316–322. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.767.316.
8. The effect of surface preparation on the bond strength of Al-St strips in CRB process / C. Gao, L. Li, X. Chen, D. Zhou, C. Tang // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 107. – P. 205–211. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.112.
9. Study of different surface pre-treatment methods on bonding strength of multilayer aluminum alloys/steel clad material / M. Akdesir, D. Zhou, F. Foadian, H. Palkowski // *International Journal of Engineering Research & Science*. – 2016. – Vol. 2, iss. 1. – P. 169–177.
10. Bagheri A., Toroghinejad M.R., Taherizadeh A. Effect of roughness and surface hardening on the

mechanical properties of three-layered brass/IF steel/brass composite // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2018. – Vol. 71, iss. 9. – P. 2199–2210. – DOI: 10.1007/s12666-018-1351-7.

11. Macro- and micro-surface engineering to improve hot roll bonding of aluminum plate and sheet / J. Liu, M. Li, S. Sheu, M.E. Karabin, R.W. Schultz // Materials Science and Engineering A. – 2008. – Vol. 479. – P. 45–57. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.06.022.

12. Development of a testing procedure to determine the bond strength in joining-by-forming processes / A. Mikloweit, M. Bambach, M. Pietryga, G. Hirt // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 966–967. – P. 481–488. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.966-967.481.

13. Wang A., Ohashi O., Ueno K. Effect of surface asperity on diffusion bonding // Materials Transactions. – 2006. – Vol. 47, iss. 1. – P. 179–184. – DOI: 10.2320/matertrans.47.179.

14. Zhang Ch., Li H., Li M. Role of surface finish on interface grain boundary migration in vacuum diffusion bonding // Vacuum. – 2017. – Vol. 137. – P. 49–55. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2016.12.021.

15. Effect of the steel sheet surface hardening state on interfacial bonding strength of embedded aluminum–steel composite sheet produced by cold roll bonding

process / Ch. Wang, Y. Jiang, J. Xie, D. Zhou, X. Zhang // Materials Science & Engineering A. – 2016. – Vol. 652. – P. 51–58. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.039.

16. Danesh Manesh H., Shahabi H.Sh. Effective parameters on bonding strength of roll bonded Al/St/Al multilayer strips // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – Vol. 476, iss. 1–2. – P. 292–299. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.08.081.

17. Jamaati R., Toroghinejad M.R. The role of surface preparation parameters on cold roll bonding of aluminum strips // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2011. – Vol. 20, iss. 2. – P. 191–197. – DOI: 10.1007/s11665-010-9664-7.

18. Salikhyanov D. Contact mechanism between dissimilar materials under plastic deformation // Comptes Rendus Mecanique. – 2019. – Vol. 347. – P. 588–600. – DOI: 10.1016/j.crme.2019.07.002.

19. Bogatov A., Salikhyanov D. Development of bonding mechanisms for different materials during forming // Metallurgist. – 2017. – Vol. 60, iss. 11–12. – P. 1175–1179. – DOI: 10.1007/s11015-017-0424-x.

20. Буркин С.П., Бабайлов Н.А., Овсянников Б.В. Сопротивление деформации сплавов Al и Mg: справочное пособие. – Екатеринбург: УрФУ, 2010. – 344 с. – ISBN 978-5-321-01755-5.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).





The concept of microsimulation of processes of joining dissimilar materials by plastic deformation

Denis Salikhyanov^{1, 2, a, *}, Nikolay Michurov^{2, 3, b}

¹ Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira Str., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation

² Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya Str., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

³ Ural Institute of State Fire Service of EMERCOM of Russia, 22 Mira Str., Ekaterinburg, 620062, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-7235-7111>,  d.r.salikhianov@urfu.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-1775-6181>,  n.michurov@ya.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 June 2023

Revised: 28 June 2023

Accepted: 06 July 2023

Available online: 15 September 2023

Keywords:

Laminated composites

Aluminum alloys

Joint deformation

Stress-strain state

Materials bonding

Finite element simulation

Funding

This study was performed in the frame of the grant № 22-29-20243 “Multi-scale simulation of processes of joining dissimilar materials by plastic deformation” funded by the Russian Science Foundation with the support of the government of Sverdlovsk region.

Acknowledgements

Research was partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

ABSTRACT

Introduction. Bond strength between dissimilar materials is the most important characteristic of laminated composites, which determines the success of its development for industrial use. In order to develop the theory of joining materials by plastic deformation, it is proposed to perform computer simulation of joint deformation of representative volumes of dissimilar materials on a microscale and compare the parameters of the stress-strain state with the previously presented theoretical mechanism. **The aim of this work** is to analyze the stress-strain state of dissimilar materials under plastic deformation on a microscale and to establish the location of the onset of fracture of surface oxide films. To achieve this aim, **the following tasks** of the work are formulated: 1) to study the surface profiles of dissimilar materials to be bonded by plastic deformation; 2) to simulate by the finite element method (FE) the plastic deformation of contact surfaces of dissimilar materials on a microscale; 3) to study the stages of joint deformation of dissimilar materials on a microscale and verify of the theoretical mechanism. **Research methodology.** The study of three-dimensional topography and roughness was carried out on a *Veeco Wyko NT1100* Optical Profiling System. *Deform-3D FE* simulation package was chosen as the main research tool. Aluminum alloys *AMg3* and *D16* were chosen as the materials under study. **Results and discussion.** In this work, computer FE simulating of the joint deformation of the surface layers of *AMg3* and *D16* alloys on a microscale was performed, an analysis of the surface profiles of materials after various types of processing was carried out, the parameters of the stress-strain state were studied and compared with the parameters of the theoretical mechanism. Based on the results of the comparison, the adequacy of the proposed theoretical mechanism was assessed, and the practical difficulties of theoretical simulation of the joint deformation of dissimilar materials on the microscale were noted. Microscale FE simulation made it possible to study the flow of plastic deformation in the near-surface layers of materials, as well as to identify areas of the most probable fracture of surface oxide films and, consequently, areas of primary bonding of dissimilar materials.

For citation: Salikhyanov D.R., Michurov N.S. The concept of microsimulation of processes of joining dissimilar materials by plastic deformation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 3, pp. 36–49. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-36-49. (In Russian).

* Corresponding author

Salikhyanov Denis R., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
Ural Federal University
named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,
28 Mira Str., Ekaterinburg,
620002, Russian Federation
Tel.: +7 (343) 375-44-37, e-mail: d.r.salikhianov@urfu.ru

References

1. Groche P., Wohletz S., Brenneis M., Pabst C., Resch F. Joining by forming – A review on joint mechanisms, applications and future trends. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, vol. 214, pp. 1972–1994. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2013.12.022.
2. Mori K.-I., Bay N., Fratini L., Micari F., Tekkaya A.E. Joining by plastic deformation. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2013, vol. 62, pp. 673–694. DOI: 10.1016/j.cirp.2013.05.004.
3. Jamaati R., Toroghinejad M.R. Cold roll bonding bond strengths: review. *Materials Science and Technology*, 2011, vol. 27, iss. 7, pp. 1101–1108. DOI: 10.1179/026708310X12815992418256.
4. Li L., Nagai K., Yin F. Progress in cold roll bonding of metals. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2008, vol. 9, p. 023001. DOI: 10.1088/1468-6996/9/2/023001.
5. Rezayat M., Akbarzadeh A. Bonding behavior of Al–Al₂O₃ laminations during roll bonding process. *Materials and Design*, 2012, vol. 36, pp. 874–879. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.08.048.
6. Tang C., Liu Z., Zhou D. Surface treatment with the cold roll bonding process for an aluminum alloy and mild steel. *Strength of Materials*, 2015, vol. 47, iss. 1, pp. 150–155. DOI: 10.1007/s11223-015-9641-3.
7. Arbo S.M., Westermann I., Holmedal B. Influence of stacking sequence and intermediate layer thickness in AA6082-IF steel tri-layered cold roll bonded composite sheets. *Key Engineering Materials*, 2018, vol. 767, pp. 316–322. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.767.316.
8. Gao C., Li L., Chen X., Zhou D., Tang C. The effect of surface preparation on the bond strength of Al–St strips in CRB process. *Materials and Design*, 2016, vol. 107, pp. 205–211. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.112.
9. Akdesir M., Zhou D., Foadian F., Palkowski H. Study of different surface pre-treatment methods on bonding strength of multilayer aluminum alloys/steel clad material. *International Journal of Engineering Research & Science*, 2016, vol. 2, iss. 1, pp. 169–177.
10. Bagheri A., Toroghinejad M.R., Taherizadeh A. Effect of roughness and surface hardening on the mechanical properties of three-layered brass/IF steel/brass composite. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2018, vol. 71, iss. 9, pp. 2199–2210. DOI: 10.1007/s12666-018-1351-7.
11. Liu J., Li M., Sheu S., Karabin M.E., Schultz R.W. Macro- and micro-surface engineering to improve hot roll bonding of aluminum plate and sheet. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 479, pp. 45–57. DOI: 10.1016/j.msea.2007.06.022.
12. Mikloweit A., Bambach M., Pietryga M., Hirt G. Development of a testing procedure to determine the bond strength in joining-by-forming processes. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 966–967, pp. 481–488. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.966-967.481.
13. Wang A., Ohashi O., Ueno K. Effect of surface asperity on diffusion bonding. *Materials Transactions*, 2006, vol. 47, iss. 1, pp. 179–184. DOI: 10.2320/matertrans.47.179.
14. Zhang Ch., Li H., Li M. Role of surface finish on interface grain boundary migration in vacuum diffusion bonding. *Vacuum*, 2017, vol. 137, pp. 49–55. DOI: 10.1016/j.vacuum.2016.12.021.
15. Wang Ch., Jiang Y., Xie J., Zhou D., Zhang X. Effect of the steel sheet surface hardening state on interfacial bonding strength of embedded aluminum–steel composite sheet produced by cold roll bonding process. *Materials Science & Engineering A*, 2016, vol. 652, pp. 51–58. DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.039.
16. Danesh Manesh H., Shahabi H.Sh. Effective parameters on bonding strength of roll bonded Al/St/Al multilayer strips. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 476, iss. 1–2, pp. 292–299. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.08.081.
17. Jamaati R., Toroghinejad M.R. The role of surface preparation parameters on cold roll bonding of aluminum strips. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, vol. 20, iss. 2, pp. 191–197. DOI: 10.1007/s11665-010-9664-7.
18. Salikhyanov D. Contact mechanism between dissimilar materials under plastic deformation. *Comptes Rendus Mecanique*, 2019, vol. 347, pp. 588–600. DOI: 10.1016/j.crme.2019.07.002.
19. Bogatov A., Salikhyanov D. Development of bonding mechanisms for different materials during forming. *Metallurgist*, 2017, vol. 60, iss. 11–12, pp. 1175–1179. DOI: 10.1007/s11015-017-0424-x.
20. Burkin S.P., Babailov N.A., Ovsyannikov B.V. *Soprotivlenie deformatsii splavov Al i Mg* [Deformation resistance of Al and Mg alloys]. Ekaterinburg, UrFU Publ., 2010. 344 p. ISBN 978-5-321-01755-5.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.