

ТОМСКИЙ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ



На правах рукописи

崔健

Цуй Цзян

**ПОЗИТРОННАЯ АННИГИЛЯЦИОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ СТАЛЕЙ GCR15 И
40CRNiMOA ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

1.3.8 – Физика конденсированного состояния

Томск – 2025

Работа выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет» (ФГАОУ ВО НИ ТПУ).

Научный руководитель:

Арефьев Константин Петрович

доктор физико-математических наук, профессор
отделения математики и математической физики
Инженерной школы ядерных технологий ФГАОУ
ВО «Национальный исследовательский Томский
политехнический университет», г. Томск

Официальные оппоненты:

Клопотов Анатолий Анатольевич

доктор физико-математических наук, профессор
кафедры прикладной механики и
материаловедения ФГБОУ ВО «Томский
государственный архитектурно-строительный
университет», г. Томск

Лотков Александр Иванович

доктор физико-математических наук, профессор,
главный научный сотрудник лаборатории
физического материаловедения сталей и сплавов
Института физики прочности и материаловедения
СО РАН, г. Томск

Защита состоится «24» декабря 2025г. в 15:00 часов на заседании диссертационного совета ДС.ТПУ.03 при ФГАОУ ВО НИ ТПУ по адресу: 634050, г. Томск, пр. Ленина, 2а, строение 4, аудитория 245.



С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке Томского политехнического университета и на сайте dis.tpu.ru при помощи QR-кода.

Автореферат разослан «__» _____ 2025 г.

Учёный секретарь

Гынгазов С.А.

диссертационного совета ДС.ТПУ.03

доктор технических наук

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования.

Разработка научных основ передовых технологий обработки конструкционных материалов, например, путем высокоскоростной механической обработки резанием с сохранением высоких механических характеристик, способных к эксплуатации в агрессивных условиях и обладающих необходимыми физико-механическими и эксплуатационными свойствами, является актуальной проблемой современного материаловедения. Высокоскоростным резанием следует считать резание, при котором скорость возрастает в 10 и более раз по сравнению с уровнем, установившимся для данного обрабатываемого материала.

Во время высокоскоростной механической обработки резанием происходит упруго-пластическая деформация обрабатываемого материала в зоне резания с высокой скоростью, вызывая резкое локальное повышение температуры и деформацию. Под действием большой пластической деформации в зоне стружкообразования поверхностный слой обрабатываемого материала испытывает существенный термомеханический нагрев, в результате чего зачастую образуется метаморфический слой, который называется белым слоем. Образование поверхностного белого слоя при высокоскоростном резании сталей проявляется также в фазовых превращениях, вызванных быстрым нагревом и закалкой материала при удалении стружки; с другой стороны, в обрабатываемом материале происходит измельчение зерна, повышается твердость в белом слое и появляются дефекты, например, дислокации и дефектов вакансионного типа.

Несмотря на то, что вопросы, связанные с установлением закономерностей изменения дефектной и кристаллической структуры в сталях в зависимости от параметров высокоскоростного резания, изучались во многих работах, но системного исследования на примере сталей с разным содержанием основной примеси – углерода, до начала данного диссертационного исследования не проводилось.

Степень разработанности темы. Перспективным методом анализа дефектной структуры материалов после высокоскоростной механической обработки, позволяющим осуществлять контроль динамики возникновения, превращения и исчезновения дефектов различной размерности (от точечных до протяженных) в широком диапазоне концентраций, является метод позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) [1].

Исследование спектра времени жизни позитронов (СВЖП) позволяет установить тип и размер позитрон-чувствительных дефектов, а также определять их концентрацию, в то время как спектрометрия доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) позволяет наблюдать фазовые превращения и анализировать химическое окружение в месте аннигиляции [2].

В связи с вышеуказанными проблемами, **целью настоящей работы** является установление закономерностей изменения дефектной и кристаллической структуры в сталях с разным содержанием углерода на примере конструкционной стали 40CrNiMoA (C 0,42%), аналог - 40X2H2MA (C 0,42%) и подшипниковой

стали GCr15 (C 1,05%), аналог - ШХ15 (C 1,05%) после высокоскоростной механической обработки резанием.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Исследование характеристик кристаллической структуры сталей 40CrNiMoA и GCr15 методами оптической микроскопии, профилометрии и оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда;

2. Исследование характеристик дефектной структуры сталей 40CrNiMoA и GCr15 методом ПАС;

3. Исследование закономерностей изменения дефектной и кристаллической структуры сталей 40CrNiMoA и GCr15 после высокоскоростного резания в зависимости от параметров резания.

Положения, выносимые на защиту.

1. Установлено, что структурное состояние, сформированное в поверхностном слое закаленных исследуемых сталей GCr15 и 40CrNiMoA в результате высокоскоростной механической обработки резанием, определяется наличием белого слоя, толщина и высотный параметр шероховатости которого зависят от содержания углерода и параметров резания (скорость, глубина, подача).

2. Установлено для исследуемых сталей 40CrNiMoA (C 0,42%) и GCr15 (C 1,05%) в условиях высокоскоростного резания по данным СВЖП (методом ПАС, максимальная энергия позитронов 1,47 МэВ, толщина зондируемого слоя около 140 мкм) центров захвата позитронов на основе моновакансии железа и примеси углерода для обоих типов сталей и на основе моновакансии железа для 40CrNiMoA и вакансионного кластера из трех вакансий железа для GCr15.

Оптимальными параметрами высокоскоростного резания для минимизации дефектов вакансионного типа для стали 40CrNiMoA являются: скорость резания около 503 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм, а для GCr15: скорость резания около 520 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм.

3. Установлено для исследуемых сталей 40CrNiMoA (C 0,42%) и GCr15 (C 1,05%) в условиях высокоскоростного резания по данным ДУАЛ (методом ПАС, максимальная энергия позитронов до 30 кэВ, толщина зондируемого слоя до 1,1 мкм), что наиболее дефектным является поверхностный белый слой, толщиной до 170 нм (энергия позитронов – до 10 кэВ), что сопоставлено с вкладом примесных атомов углерода и вакансий железа.

Научная новизна. Достижение поставленной в данной работе цели в полной мере выражает научную новизну полученных результатов:

1. Определены компоненты времени жизни позитронов, локализованных в вакансионных дефектах, сформированных путем высокоскоростного резания в объеме (максимальная энергия позитронов 1,47 МэВ) образцов стали 40CrNiMoA (C 0,42%): $\tau_A = 150 \pm 2$ пс и $\tau_B = 168 \pm 2$ пс, а для стали GCr15 (C 1,05%): $\tau_A = 147 \pm 2$ пс и $\tau_B = 240 \pm 2$ пс. Компонента 150 ± 2 пс и 147 ± 2 пс сопоставлена с локализацией и аннигиляцией позитрона в примесно-вакансионном центре захвата на основе моновакансии железа и примеси углерода, а более долгоживущие компоненты – с

моновакансией железа для стали 40CrNiMoA и вакансионным кластером из трех вакансий для стали GCr15.

Для стали GCr15 (C 1,05%) интенсивность компоненты τ_A около 85% и практически не изменяется в зависимости от параметров высокоскоростного резания по сравнению с той же интенсивностью для стали 40CrNiMoA (C 0,42 %), которая претерпевает значительные изменения от 95% до 50 %, что связано с изменениями концентрации вакансионных центров захвата позитронов для стали 40CrNiMoA.

2. Установлена неоднородность распределения дефектов в белом слое исследованных сталей, а именно: наиболее дефектным является поверхностный слой, толщиной до 170 нм, что сопоставлено с повышенным содержанием примесных атомов углерода и вакансий железа.

3. Для сталей GCr15 и 40CrNiMoA глубинное распределение основных элементов различается, в том числе: марганец, хром, кремний и никель сильно не изменяются по глубине образца как со стороны белого слоя, так и с обратной стороны, а распределение углерода и железа показывает наибольшие величины на малых толщинах и с ростом толщины поверхностного слоя (до толщины 80мкм) происходит монотонное уменьшение его содержания, что свидетельствует о существенном перераспределении этих элементов в сторону белого слоя при данном виде механической обработки.

Практическая ценность Результаты исследования дефектной структуры в сталях 40CrNiMoA и GCr15 после высокоскоростного резания дополняют и расширяют общую картину закономерностей изменения дефектной структуры металлов. В том числе показано, что сталь GCr15 проявляет лучшую устойчивость к образованию дефектов, меньшую толщину белого слоя и лучшую шероховатость поверхности по сравнению с 40CrNiMoA, что делает её более предпочтительной для условий, требующих высокой точности и гладкости поверхности.

Также установлены оптимальные параметры высокоскоростного резания (в диапазоне $v = 335-520$ м/мин, $f = 0,1-0,24$ мм/об, $t = 0,1-0,25$ мм) для минимизации дефектов вакансионного типа: для стали 40CrNiMoA - скорость резания около 503 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм, а для GCr15: скорость резания около 520 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм.

Результаты работы внедрены в учебном процессе в отделении машиностроения Томского политехнического университета в лекциях и в методических материалах следующих дисциплин: «Исследование процессов обработки резанием и режущего инструмента», «Проектирование и производство режущих инструментов», «Проектирование режущих инструментов», а также при выполнении магистерских диссертаций и курсовых проектов студентами отделения машиностроения ТПУ.

Результаты работы также внедрены в учебном процессе кафедры аналитической химии Томского государственного университета при реализации следующих курсов: «Анализ реальных объектов», «Избранные главы химического материаловедения», а также при выполнении научно-исследовательских работ студентов и выпускных квалификационных работ.

Результаты работы внедрены в учебном процессе кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета в виде курса лекции и практических занятий по дисциплинам образовательных модулей: «Физика конденсированного состояния», «Кристаллическая структура и кристаллография металлических систем» и «Дефекты в твердых телах».

Результаты работы внедрены в учебном процессе в Институте машиностроения Шэньянского политехнического университета (Китай) в лекциях и в методических материалах следующих дисциплин: «Материал машиностроения», «Технология производства машин», «Металлический материал и термообработка» и «Исследование процессов обработки резанием и режущего инструмента», а также при выполнении магистерских диссертаций и курсовых проектов студентами Института машиностроения Шэньянского политехнического университета (Китай).

Практическая значимость подтверждается выполнением автором в качестве соисполнителя научно-исследовательских работ в следующем проекте: «Исследование механизма образования окисной пленки при высокоскоростной резке титановых сплавов методами позитронной аннигиляционной спектроскопии» (грант РФФИ и Государственного фонда естественных наук Китая (NSFC) № 21-58-53039 в 2021-2022 гг.)

Достоверность полученных результатов обеспечена корректно сформулированной целью и планом исследований, а также использованием современных методов, согласованием экспериментальных данных между собой, а также с литературными данными.

Личный вклад автора заключается в подготовке исследуемого материала, проведении экспериментов, обработке полученных экспериментальных данных, их анализе на основе теоретических моделей аннигиляции позитронов в твердых телах, а также существующих представлений физики конденсированного состояния.

Апробация работы

Материалы диссертации были представлены на международных, российских конференциях и симпозиумах, некоторые работы были отмечены дипломами и грамотами. Результаты представлялись и обсуждались на следующих конференциях: XV Международная конференция студентов и молодых учёных «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2018), V Международная научная конференция молодых ученых, аспирантов и студентов «Изотопы: технологии, материалы и применение» (Томск, 2018), VII Международная научно-техническая конференция молодых ученых, аспирантов и студентов «Высокие технологии в современной науке и технике» (Томск, 2018), XVI Международная конференция студентов, аспирантов и молодых учёных «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2019), XX Международная научно-практическая конференция студентов и молодых ученых, «Химия и химическая технология в XXI веке» имени профессора Л.П. Кулева (Томск, 2019), VIII Международная научно-техническая конференция молодых ученых, аспирантов и студентов «Высокие технологии в современной науке и технике» (Томск, 2019), Международной молодежной научно-практической конференции «Физико-

технические проблемы в науке, промышленности и медицине» (Томск, 2019), Научно-техническая конференция «Современные тенденции развития инструментальных систем и металлообрабатывающих комплексов» (Ростов–на–Дону, 2022), XIX Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2022), 19-я Международная конференция по аннигиляции позитронов (Хельсинки, Финляндия, 2022), XXI Международная конференция студентов и молодых учёных «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2024), III Международный форум молодых студентов и ученых «Воробьевы горы» (Москва, 2024).

Публикации.

Результаты диссертационной работы опубликованы в 4 статьях в журналах из списка Scopus, 1 статьи в журнале из списка ВАК, а также в соответствующих сборниках трудов и материалов международных и российских конференций.

Объем и структура работы.

Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав, заключения и списка используемой литературы. Общий объем диссертации 135 страниц, включая 59 рисунков, 32 таблицы и список литературы из 81 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы, сформулирована цель и задачи исследования, представлены основные положения, выносимые на защиту, обоснованы научная новизна и практическая ценность работы, достоверность полученных результатов, представлены личный вклад, апробация и публикации по теме диссертации.

В **первой главе** проведен обзор литературы по теме работы. Приведены основные сведения о современном состоянии исследований металлов и сплавов после высокоскоростной механической обработки.

Вторая глава посвящена экспериментальному оборудованию для исследования образцов сталей GCr15 и 40CrNiMoA. В работе использовались инфракрасная камера, оптический микроскоп, оптический эмиссионный спектрометр тлеющего разряда, профилометр, аппаратура для измерения спектров времени жизни позитронной аннигиляции (СВЖП) и доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) с использованием как радиоизотопного источника позитронов с максимальной энергией 1,47 МэВ (^{44}Ti) так и пучков позитронов с энергией от 0,1 до 30 кэВ (ОИЯИ, Дубна). Эти приборы позволяют проводить измерения средней температуры и толщины поверхностного (белого) слоя образца, содержания элементов внутри материала, параметра шероховатости образцов, получать информацию о дефектной структуре исследуемых материалов на атомном уровне.

В **третьей главе** представлены результаты исследования характеристик кристаллической и дефектной структуры сталей 40CrNiMoA и GCr15 методами оптической микроскопии, профилометрии и методом оптической эмиссионной спектрометрии тлеющего разряда;

Исходным материалом для исследования служили образцы после термической обработки. Термическая обработка включала - нагрев до 850°C, выдержка в течение 2 часов. Охлаждение образцов проводили в 10% растворе поваренной соли в воде. Отпуск вели при температуре 320°C в течение 4 часов. Средняя твердость образцов после отпуска составляла около 60 HRC.

На токарном станке с ЧПУ MULTUS B400 - W были проведены однофакторные испытания цилиндрических заготовок (сталь марок GCr15 и 40CrNiMoA) в зависимости от скорости резания, подачи и глубины резания, без использования смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) (рисунок 1).

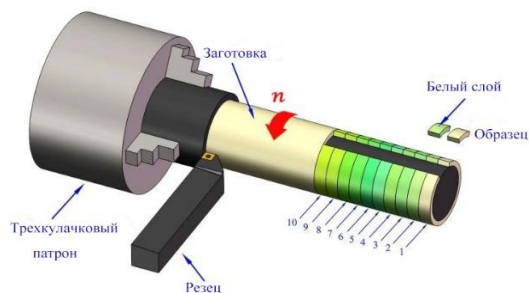


Рисунок 1 – Графическое представление процесса резания заготовки для подготовки образцов

Образцы сталей размером 10×10×2 мм с различным содержанием углерода и других примесей (таблица 1) и с различными параметрами высокоскоростного резания такими как скорость резания от 335 до 520 м/мин, подача от 0,1 до 0,24 мм/об и глубина резания от 0,1 до 0,25 мм для данного исследования были подготовлены в Институте машиностроения Шэньянского политехнического университета (ШПУ) Китая.

Таблица 1 – Химический состав сталей GCr15 и 40CrNiMoA (% масс.)

Материал	Fe	C	Si	Mn	P, S	Cr	Ni	Mo
GCr15	96,08	1,05	0,35	0,45	0,025	1,65	0,3	0,10
40CrNiMoA	96,19	0,42	0,32	0,75	0,025	0,69	1,45	0,16

На рисунке 2 показаны типичные рентгенограммы для исследуемых сталей на примере стали GCr15 до (1) и после высокоскоростного резания (2, 3, 4) [3], а на рисунке 3 показаны микроструктуры поверхностных слоев, включая белый слой, исследуемых сталей, в таблицах 2 и 3 приведены данные о режимах резания образцов, средних толщинах и значениях высотного параметра шероховатости белого слоя, средних температурах поверхностных слоев образцов, измеренных в данной работе с использованием инфракрасной камеры, и расчетных значений температур в зависимости от скорости резания [8].

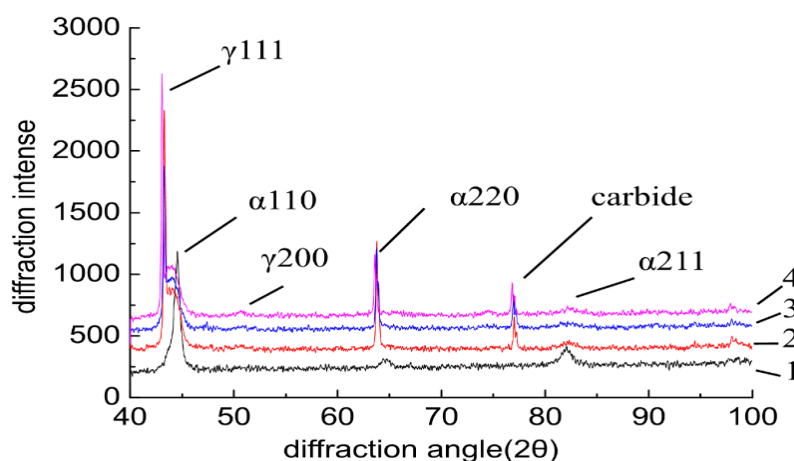


Рисунок 2 – Рентгенограммы для сталей GCr15, 2θ (°) 1. подложка; 2. 250 м/мин; 3. 350 м/мин; 4. 550 м/мин ($f=0,1$ мм/об, $t=0,1$ мм) [3]. По данным [7] толщина анализируемого поверхностного составляет несколько микрон

Как видно из рисунка 2 в исходном состоянии данных сталей основным состоянием является мартенсит, а после высокоскоростного резания в поверхностном (белом) слое наряду с мартенситом появляются аустенит и карбид железа. Логично предположить, что в условиях высокоскоростного резания в поверхностном слое достигаются температуры, превышающие порог аустенизации (более 730 °C), что подтверждается экспериментальными данными средней температуры поверхностного слоя в процессе резания и расчетными значениями максимальных температур (таблицы 2 и 3).

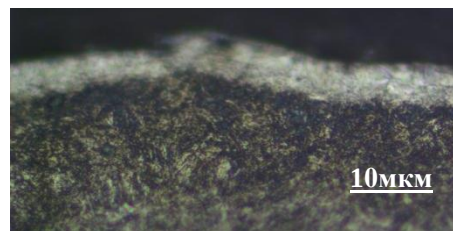
При этом в работе [3] показано, что структура поверхности заготовки сильно изменилась после процесса высокоскоростного резания. В самой поверхностной области образца произошло серьезное измельчение зерна, Некоторые крупные

частицы карбида рассеяны в этом слое.

На рисунке 3 в качестве примера показаны микроструктуры поверхностного слоя сталей GCr15 и 40CrNiMoA после высокоскоростного резания ($f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм).



(a) $v=520$ м/мин



(b) $v=503$ м/мин

Рисунок 3 – Микроструктура сталей GCr15 (a) и 40CrNiMoA (b) после высокоскоростного резания ($f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм)

На рисунке 3 хорошо виден белый поверхностный слой, средняя толщина которого для стали GCr15 составляет около от 8 до 16 мкм, а для стали 40CrNiMoA от 6 до 13 мкм после высокоскоростного резания (таблицы 2, 3).

Таблица 2 – Параметры резания и характеристики белого слоя для стали GCr15

Номер образца	Скорость вращения шпинделя(n) (об/мин)	Скорость резания(v) (м/мин)	Подача(f) (мм/об)	Глубина резания(t) (мм)	Средняя толщина белого слоя (L) $\pm 0,25$ мкм	Параметр шероховатости (R_a) $\pm 0,01$ мкм	Средняя температура (T) $\pm 7,5$ (°C)	Расчетные значения T [8], °C	
								T (°C)	v (м/мин)
1	1800	520	0,20	0,25	15,61	2,12	750,3	690	197
2	1800	520	0,20	0,20	14,82	2,08	745,9	730	314
3	1600	462	0,20	0,20	15,02	2,08	740,1	760	395
4	1400	404	0,20	0,20	13,35	2,05	737,5	850	565
5	1200	347	0,20	0,20	9,35	1,66	736,9	850	628
6	1800	520	0,10	0,20	11,69	0,83	734,3	950	785
7	1800	520	0,15	0,20	12,43	1,37	740,7	980	880
8	1800	520	0,24	0,20	15,61	1,97	747,2		
9	1800	520	0,20	0,15	13,02	2,05	740,5		
10	1800	520	0,20	0,10	7,88	1,66	736,2		

Таблица 3 – Параметры резания и характеристики белого слоя для стали 40CrNiMoA

Номер образца	Скорость вращения шпинделя(n) (об/мин)	Скорость резания(v) (м/мин)	Подача(f) (мм/об)	Глубина резания (t) (мм)	Средняя толщина белого слоя (L) $\pm 0,25$ мкм	Параметр шероховатости (R_a) $\pm 0,01$ мкм	Средняя температура (T) $\pm 7,5$ (°C)	Расчетные значения T [8], °C	
								T (°C)	v (м/мин)
1	1800	503	0,20	0,20	11,23	2,12	748,3	690	197
2	1600	447	0,20	0,20	9,92	2,12	745,3	730	314
3	1400	391	0,20	0,20	7,52	2,05	742,7	760	395
4	1200	335	0,20	0,20	6,69	1,97	741,1	850	565
5	1800	503	0,10	0,20	9,96	0,75	735,5	850	628
6	1800	503	0,15	0,20	10,59	1,32	739,4	950	785
7	1800	503	0,24	0,20	12,78	2,11	750,2	980	880
8	1800	503	0,20	0,10	5,87	1,97	746,9		
9	1800	503	0,20	0,15	8,21	2,05	747,2		
10	1800	503	0,20	0,25	12,78	2,11	752,7		

Как видно из результатов, приведенных в таблицах 2, 3 средняя температура и толщина белого слоя, а также высотный параметр шероховатости исследуемых сталей зависят от параметров резания, среди которых наибольшее влияние

оказывает скорость резания. Наблюдается также корреляция между средней толщиной белого слоя и высотным параметром шероховатости.

На рисунках 4 и 5 представлены результаты профили распределения основных элементов по глубине распыления для сталей GCr15 и 40CrNiMoA, полученные по методу оптической эмиссионной спектрометрии тлеющего разряда (GD-Profilер2) (параметры эксперимента: режим постоянного тока, давление аргона 650 Па, мощность 40 Вт, высокая скорость сканирования до 9 мкм/мин).

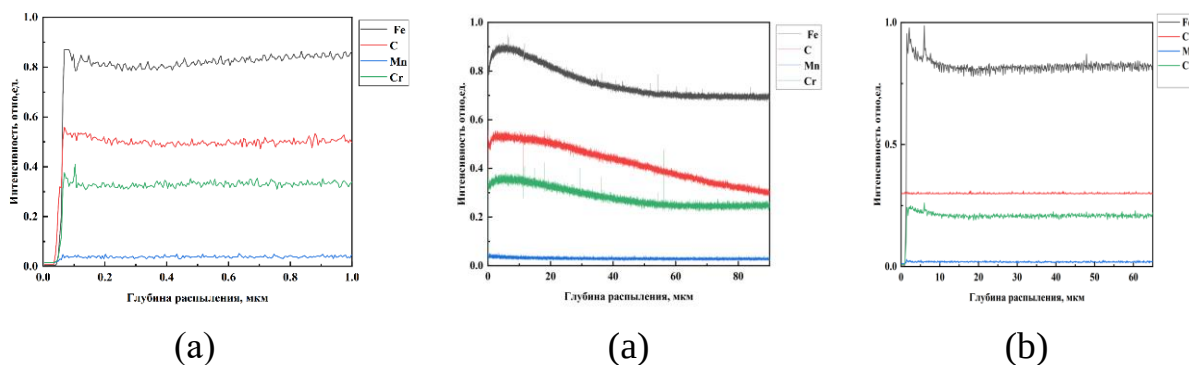


Рисунок 4 – Профили распределения элементов по глубине распыления на стороне белого слоя (а) и на обратной стороне (б) стали GCr15 ($v=520$ м/мин, $f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм) (средняя толщина белого слоя около 15 мкм)

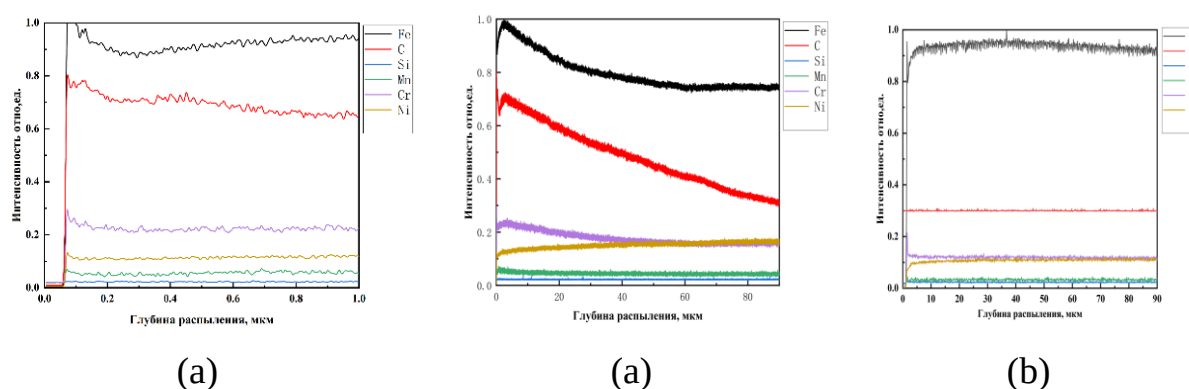


Рисунок 5 – Профили распределения элементов по глубине распыления на стороне белого слоя (а) и на обратной стороне (б) стали 40CrNiMoA ($v=503$ м/мин, $f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм) (средняя толщина белого слоя около 11 мкм)

Как видно из рисунков 4-5 и таблицы 1 для стали GCr15 основными примесями являются: углерод, марганец и хром, а для стали 40CrNiMoA - углерод, марганец, хром, кремний и никель. Их глубинное распределение различаются, а именно: марганец, хром, кремний и никель сильно не изменяются по глубине образца как со стороны белого слоя, так и с обратной стороны, распределение углерода и железа показывает, что с ростом толщины поверхностного слоя со стороны белого слоя (до толщины 80 мкм) происходит монотонное уменьшение его содержания, что свидетельствует о его существенном перераспределении в сторону белого слоя при данном виде механической обработки. При этом для стали GCr15, где содержание углерода больше, чем в стали 40CrNiMoA и средняя толщина белого слоя больше (табл. 2, 3).

В четвертой главе представлены результаты анализа дефектной структуры исследованных сталей с помощью метода позитронной аннигиляционной

спектроскопия с использованием как позитронов с максимальной энергией 1,47 МэВ, так и позитронов с энергией до 30 кэВ.

С помощью программы LYS-1 был рассчитан профиль имплантации позитронов радиоизотопного источника ^{44}Ti с максимальной энергией 1,47 МэВ в Fe. Эти расчеты основаны на модели многократного рассеяния. Расчеты показали, что в двух поверхностных слоях Fe, толщиной около 20 мкм (для геометрии измерения СВЖП) будет термализовано (и проаннигилировано) около 22% позитронов, при этом основная часть позитронов аннигилирует в слое около 140 мкм.

На рисунке 6 показана схема спектрометрического комплекса позитронной спектроскопии на основе двух функциональных модулей: анализа временного распределения аннигиляции позитронов и доплеровского уширения аннигиляционной линии, выполненного в полностью цифровом варианте, (лаборатория НЗ, 3 корпус ТПУ).

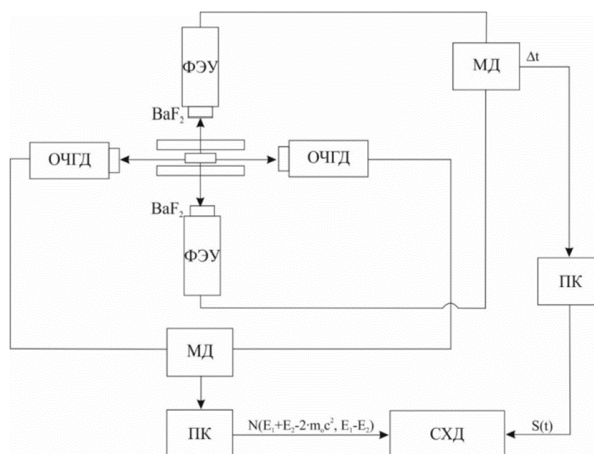


Рисунок 6 – Схема спектрометрического комплекса:

ОЧГД – детектор на основе особо чистого германия, ФЭУ – фотоэлектронный умножитель, МД – многоканальный дигитайзер, ПК – персональный компьютер, СХД – сервер для хранения и обработки данных.

Обработка СВЖП (выделение компонент времени жизни позитронов и их интенсивностей) проводилась с использованием программного продукта LT10, анализ формы спектров ДУАЛ (выделение S и W параметров) проводился с использованием программного обеспечения «SP» [9]

Временное разрешение модуля СВЖП составляло 214 ± 3 пс при скорости счета 185 ± 8 событий/с. Скорость счета для модуля ДУАЛ составляла 145 ± 27 событий/с при энергетическом разрешении $1,76 \pm 0,06$ кэВ. В качестве источника позитронов использовался радиоактивный изотоп ^{44}Ti с активностью 1,5 МБк и максимальной энергией 1,47 МэВ. Для всех исследованных образцов вне зависимости от параметров высокоскоростного резания наблюдались три компоненты времени жизни позитронов: для 40CrNiMoA: $\tau_A = 150 \pm 2$ пс, $\tau_B = 168 \pm 2$ пс и $\tau_F = 91 \pm 5$ пс, для GCr15: $\tau_A = 147 \pm 2$ пс, $\tau_B = 240 \pm 2$ пс и $\tau_F = 106 \pm 6$ пс. При сравнимых параметрах высокоскоростного резания (скорость, подача, глубина) интенсивность I_A больше для стали GCr15, чем для стали 40CrNiMoA. Например, при параметрах резания: $v = 520$ м/мин, $f = 0,2$ мм/об, $t = 0,2$ мм, $I_A = 56,9\%$ для стали 40CrNiMoA, а для стали GCr15 $I_A = 84,9\%$.

Соотношение результатов анализа СВЖП и ДУАЛ для стали 40CrNiMoA в зависимости от параметров высокоскоростного резания показано в таблице 4 и на рисунке 7, а для стали GCr15 в таблице 5 и на рисунке 8. Скорости захвата позитронов вакансионными дефектами (k_A и k_B) и их концентрацию (C_A и C_B) определяли по формулам (1-3) [6]:

$$C_{A,B} = k_{A,B} / \mu_{A,B} \quad (1)$$

Здесь k – скорость захвата позитронов дефектами (А) и (В) - типа, $\mu_{A,B}$ – коэффициент захвата позитронов дефектами, соответственно, для моновакансии железа, включая примесь углерода, $\mu_V = 1,1 \cdot 10^{15} \text{ с}^{-1}$ [6], для центра из трёх вакансий железа $\mu_{3V} = 3 \cdot \mu_V = 3,3 \cdot 10^{15} \text{ с}^{-1}$.

$$k_A = \frac{I_A}{I_F} \cdot \left(\frac{1}{\tau_F} - \frac{(I_F + I_A)}{\tau_A} - \frac{I_B}{\tau_B} \right) \quad (2)$$

$$k_B = \frac{I_B}{I_F} \cdot \left(\frac{1}{\tau_F} - \frac{(I_F + I_B)}{\tau_B} - \frac{I_A}{\tau_A} \right) \quad (3)$$

Здесь τ_F и интенсивность I_F соответствуют аннигиляции позитронов в бездефектной решетке исследуемых материалов, τ_A и τ_B и их интенсивности соответствуют двум типам позитрон-чувствительных дефектов.

Таблица 4 – Параметры СВЖП (τ , I , $\tau_{\text{avg}} = \sum_{i=1}^3 I_i \cdot \tau_i$), ДУАЛ (S , W) и расчетные скорости захвата позитронов вакансионными дефектами (k_A и k_B) и их концентрации (C_A и C_B) позитрон-чувствительных вакансионных дефектов: вакансии железа – углерод (C_A), моновакансия железа (C_B) для 10 образцов стали 40CrNiMoA в зависимости от скорости резания (v , м/мин), подачи (f , мм/об) и глубины резания (t , мм)

Номер образцов	v , м/мин	f , мм/об	t , мм	I_A , % ($\tau_A = 150 \pm 2 \text{ пс}$)	I_B , % ($\tau_B = 168 \pm 2 \text{ пс}$)	τ_{avg} , $\pm 2 \text{ пс}$	$I_A + I_B$, %	k_A , нс^{-1}	C_A , $\pm 0,001 \text{ ppm}$	k_B , нс^{-1}	C_B , $\pm 0,001 \text{ ppm}$	$C_A + C_B$, $\pm 0,001 \text{ ppm}$	$S \pm 0,0002$	$W \pm 0,00005$
1	503	0,20	0,20	56,9	34,5	154	91,4	32,3	29,363	19,8	18,000	47,363	0,4885	0,05651
2	447	0,20	0,20	62,5	30,1	152	92,6	40,6	36,909	19,7	17,909	54,818	0,4894	0,05641
3	391	0,20	0,20	72,2	19,8	149	92,0	41,8	38,000	11,6	10,545	48,545	0,4887	0,05640
4	335	0,20	0,20	74,5	15,4	146	89,9	33,7	30,636	7,1	6,455	37,091	0,4870	0,05745
5	503	0,10	0,20	81,3	7,5	144	88,8	33,1	30,091	3,1	2,818	32,909	0,4877	0,05729
6	503	0,15	0,20	84,2	4,8	143	89,0	34,5	31,364	2,0	1,818	33,182	0,4855	0,05817
7	503	0,24	0,20	88,5	3,6	148	92,1	51,8	47,091	2,1	1,909	49,000	0,4864	0,05806
8	503	0,20	0,10	95,5	3,7	158	99,2	32,3	29,364	1,8	1,636	31,000	0,4890	0,05689
9	503	0,20	0,15	92,7	5,9	164	98,6	21,4	19,455	2,3	2,091	21,546	0,4870	0,05902
10	503	0,20	0,25	50,0	39,5	158	89,5	23,8	21,636	19,1	17,364	39,000	0,4863	0,05955

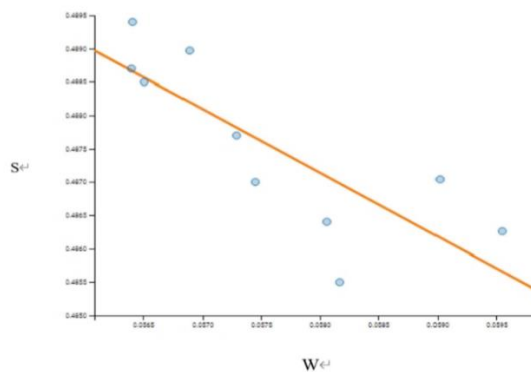


Рисунок 7 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ для всех исследованных (10) образцов стали 40CrNiMoA и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -1,9$$

Таблица 5 – Параметры СВЖП (τ , I , $\tau_{\text{avg}} = \sum_{i=1}^3 I_i \cdot \tau_i$), ДУАЛ (S , W) и расчетные скорости захвата позитронов вакансионными дефектами (k_A и k_B) и их концентрации (C_A и C_B) позитрон-чувствительных вакансионных дефектов: вакансии железа – углерод (C_A), трёхвакансия железа (C_B) для 10 образцов стали GCr15 в зависимости от скорости резания (v , м/мин), подачи (f , мм/об) и глубины резания (t , мм)

Номер образцов	v , м/мин	f , мм/об	t , мм	I_A , % ($\tau_A = 147 \pm 2$ пс)	I_B , % ($\tau_B = 240 \pm 2$ пс)	τ_{avg} , пс	$I_A + I_B$, %	k_A , нс-1	C_A , ±0,001 ppm	k_B , нс-1	C_B , ±0,001 ppm	$C_A + C_B$, ±0,001 ppm	$S \pm 0,0002$	$W \pm 0,00005$
1	520	0,20	0,25	84,9	2,3	155	87,2	20,2	18,360	0,61	0,185	18,545	0,5040	0,03030
2	520	0,20	0,20	84,0	3,5	159	87,5	22,2	20,180	0,61	0,185	20,365	0,4990	0,03100
3	462	0,20	0,20	84,9	2,3	155	87,2	21,0	19,090	0,96	0,291	19,381	0,4998	0,03085
4	404	0,20	0,20	83,4	1,0	146	84,4	15,4	14,000	0,21	0,064	14,064	0,5025	0,03030
5	347	0,20	0,20	86,7	0,2	149	86,9	19,1	17,360	0,04	0,012	17,372	0,5020	0,03050
6	520	0,10	0,20	83,6	2,0	152	85,6	17,4	15,820	0,47	0,142	15,962	0,5050	0,02990
7	520	0,15	0,20	86,2	1,4	154	87,6	21,1	19,180	0,39	0,118	19,298	0,5045	0,03020
8	520	0,24	0,20	81,8	2,5	152	84,3	15,5	14,090	0,55	0,167	14,257	0,5048	0,03030
9	520	0,20	0,15	83,4	1,0	146	84,4	15,4	14,000	0,21	0,064	14,064	0,5049	0,03005
10	520	0,20	0,10	86,7	0,2	149	86,9	19,1	17,360	0,04	0,012	17,372	0,4986	0,03110

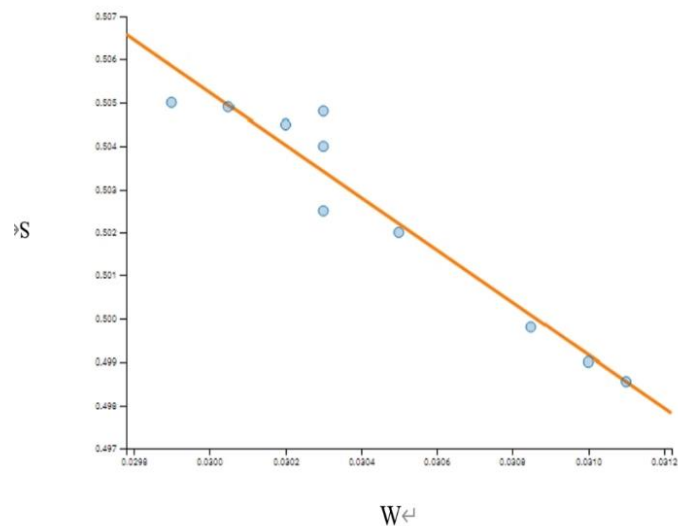


Рисунок 8 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ для всех исследованных (10) образцов стали GCr15 и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -6$$

В таблице 6 показаны теоретические времена жизни позитронов, захваченных вакансионными дефектами в железе по данным работы [4].

Таблица 6 – Дефекты вакансионного типа, времена жизни позитронов и радиусы вакансий в железе [4]

	Время жизни позитронов, τ_d (пс)	Радиусы вакансий, Å
Fe-кристалл	110	
Fe-дислокации	165	1,3
Fe-моновакансии	175	1,4
Fe-дивакансии	197	1,8
Fe-тривакансии	232	2,3
Fe-тетравакансии	262	2,7
Fe-гексавакансии	304	3,2

Как видно из данных таблиц 4-6 компонента τ_F соответствует теоретическим и экспериментальным значениям времен жизни делокализованных позитронов в кристаллической решетке железа.

Компоненты τ_A и τ_B превышают τ_F и очевидно соответствуют вакансионным дефектам. Сравнение с расчетными данными (таблица 6) и тот факт, что значения τ_A очень близки для исследуемых сталей позволяет сделать вывод, что таким общим центром захвата позитронов должна быть моновакансия железа, в состав которой входит основная примесь – углерод, что подтверждается также большим значением ее интенсивности для стали GCr15, где содержание углерода больше чем для стали 40CrNiMoA.

Аналогичный анализ для τ_B компоненты позволяет ее сопоставить для стали 40CrNiMoA с центром на основе моновакансии железа, а для стали GCr15 с центром из трех вакансий железа, концентрация которых мала – менее 4%.

Возможный вариант сопоставления компоненты τ_A для исследуемых сталей на основе захвата позитронов дислокациями (в областях с пониженной электронной плотностью) очевидно надо рассматривать как маловероятный, т.к. для этого случая не должна наблюдаться зависимость от концентрации углерода и от типа стали (таблицы 4,5).

Расчёт средней глубины имплантации позитронов с энергией до 30 кэВ проводился по формуле [5]:

$$\bar{z} = \frac{A}{\rho} E^n \quad (4)$$

Здесь E - энергия позитрона в кэВ, ρ – плотность материала, A , n - параметры, значения которых для Fe представлены в таблице 7 по данным работы [5].

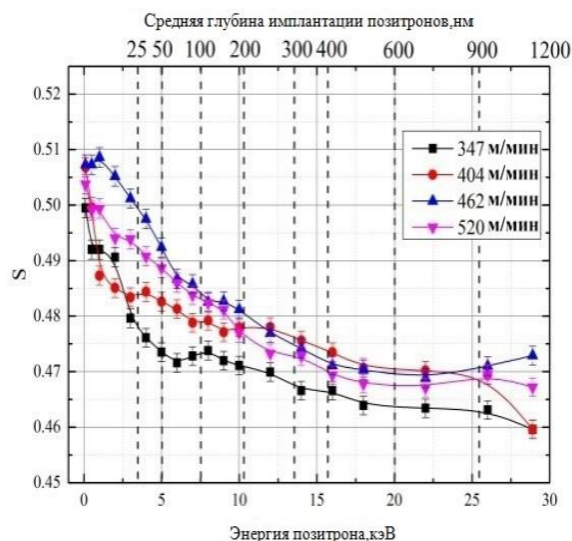
В качестве примера в таблице 7 представлены результаты расчета средней глубины имплантации позитронов в Fe для энергии позитронов 30 кэВ.

Таблица 7 – Параметры для расчета средней глубины имплантации позитронов $\bar{z}$ в Fe

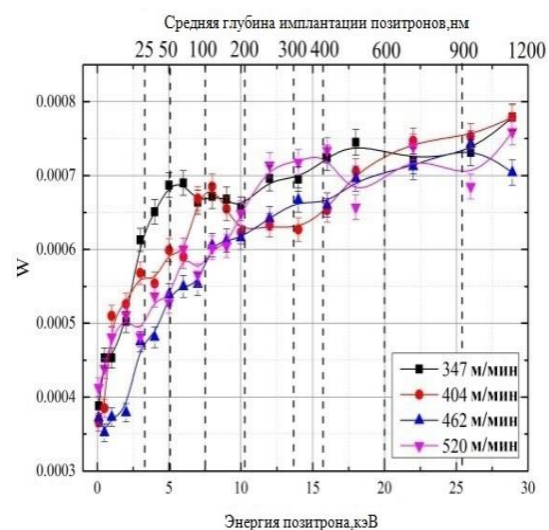
Материал	ρ [г/см ³]	E [кэВ]	n	A [мкг см ⁻² кэВ ⁻ⁿ]	$\bar{z}$ [мкм]
Fe	7,86	30	1,692	2,62	1,1

В работе использовался моноэнергетический поток позитронов диаметром 5 мм и интенсивностью 10^6 е⁺/с. Диапазон энергий имплантируемых позитронов составлял от 0,1 до 30 кэВ. Проводились измерения ДУАЛ с помощью HPGe-детектора модели GEM25P4-70 (АМТЕК ORTEC, США) с энергетическим разрешением 1,20 кэВ, интерполированного на энергию 511 кэВ. Полученные спектры ДУАЛ анализировались также путем выделения параметров S и W.

На рисунках 9 и 10 в качестве примера показаны результаты послойного анализа параметров ДУАЛ с использованием позитронного пучка переменной энергии (до 30 кэВ) для сталей GCr15 и 40CrNiMoA после высокоскоростного резания с различными скоростями резания. Здесь также приведены данные средней глубины имплантации позитронов, рассчитанные по формуле (4).

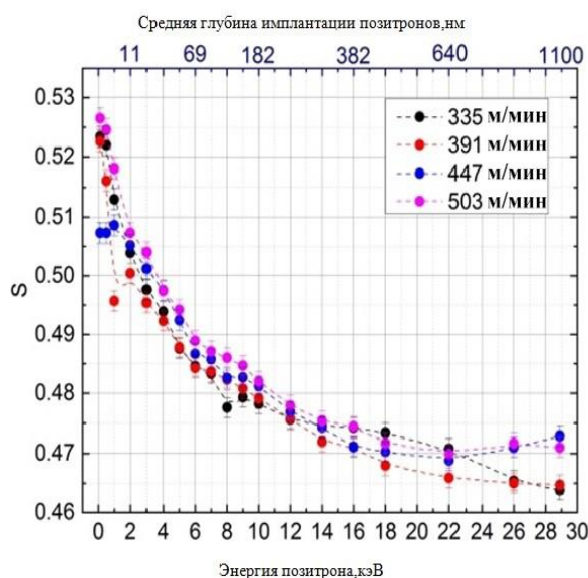


(a)

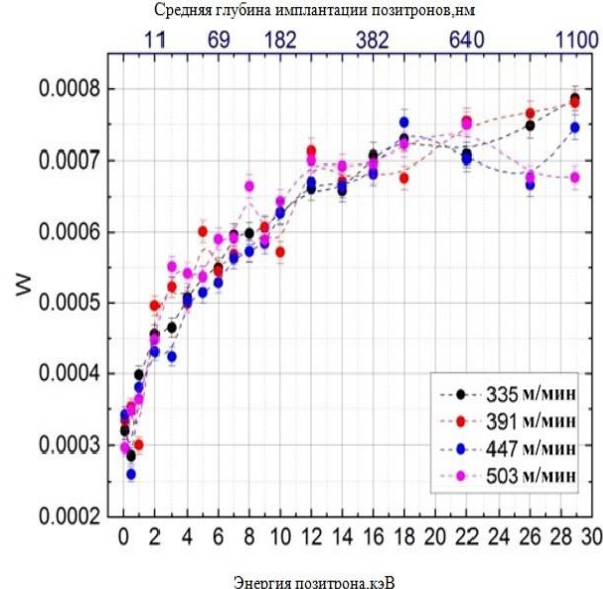


(b)

Рисунок 9 – Глубинный профиль параметров S (a) и W (b) для белого слоя в образцах из стали GCr15 при различных скоростях резания ($f=0,2\text{мм/об}$, $t=0,20\text{мм}$)



(a)



(b)

Рисунок 10 – Глубинный профиль параметров S (a) и W (b) для белого слоя в образцах из стали 40CrNiMoA при различных скоростях резания ($f=0,2\text{мм/об}$, $t=0,20\text{мм}$)

Результаты, представленные на рисунках 9 и 10 были обработаны путем анализа К-параметра – углового коэффициента аппроксимирующей прямой для зависимости $S(W)$ для всех исследованных 10 образцов стали 40CrNiMoA (рисунок 11, таблица 8) и 10 образцов стали GCr15 (таблица 8).

Таблица 8 – Угловой коэффициент (К) аппроксимирующей прямой зависимости параметров ДУАЛ: $S = S(W) = KW + b$ для всех исследованных (10) образцов для сталей GCr15 и 40CrNiMoA в зависимости от энергии позитронов (E) и толщины зондируемого слоя образцов (L)

E , кэВ		GCr15	40CrNiMoA
	L , мкм	К	К
1	0,010	-90	-97
2	0,020	-181	-102
3	0,030	-210	-187
4	0,040	-291	-297
5	0,050	-330	-436
6	0,080	-457	-467
7	0,110	-459	-500
8	0,140	-462	-537
9	0,170	-468	-587
10	0,200	-480	-607
16	0,400	-480	-607
18	0,570	-480	-607
20	0,600	-480	-607
22	0,680	-481	-607
29	1,050	-481	-607

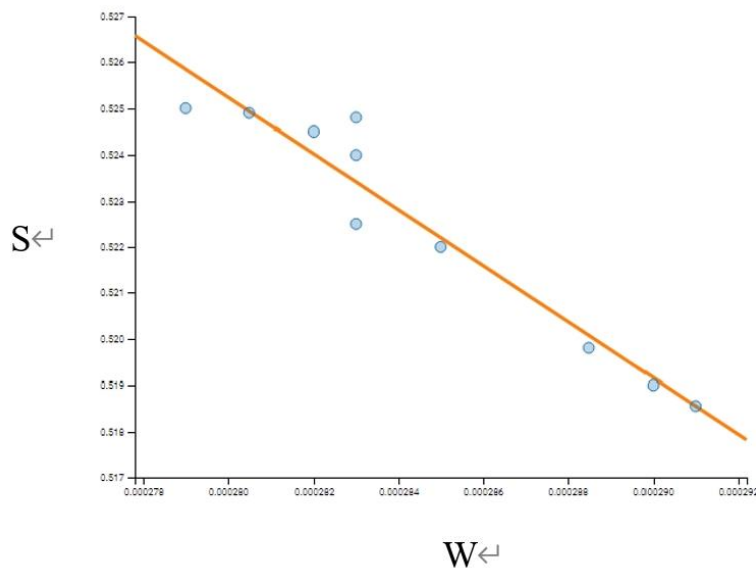


Рисунок 11 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ ($E = 10$ кэВ) для всех исследованных (10) образцов стали 40CrNiMoA и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -607$$

(номер образца и параметры резания приведены в таблице 3)

Из таблицы 8 следует, что изменение параметров высокоскоростного резания закаленной стали 40CrNiMoA и стали GCr15 существенно изменяют характеристики позитронной аннигиляции в приповерхностных областях, где формируется белый слой. При этом величина углового коэффициента K линейной зависимости $S(W)$ монотонно изменяется с ростом толщины зондируемого поверхностного (белого) слоя до значений около 170 нм (энергия позитронов $E = 10$ кэВ) и выходит на «насыщение» при толщинах более 170 нм для всех

исследованных сталей 40CrNiMoA и GCr15, Т.к. этот параметр К является усредненным параметром для всех (10) исследованных образцов и соответственно более надежно показывает при каких толщинах поверхностного слоя параметр К выходит на постоянные значения, то можно предполагать и на значения, характерные для объемных слоев. Для стали 40CrNiMoA и стали GCr15 такой граничной толщиной белого слоя является слой около 170 нм.

Вопрос, связанный с аннигиляцией позитронов в белом слое, толщиной до 170 нм, можно проанализировать на примере образцов стали 40CrNiMoA, используя результаты распределения по глубине содержания основных элементов (Fe, C, Ni, Cr, Si, Mn) в исследуемых образцах по методу оптической эмиссионной спектрометрии тлеющего разряда (рисунок 5а) и относительные зависимости ДУАЛ для 10 образцов стали 40CrNiMoA при различных скоростях резания (источник позитронов с максимальной энергией 1,47 МэВ (^{44}Ti)) по отношению к отождествленному Fe и образцам графита (C), Cr, Ni, и Si, которые моделировали основные примеси в тонком поверхностном слое образцов стали 40CrNiMoA (рисунок 12).

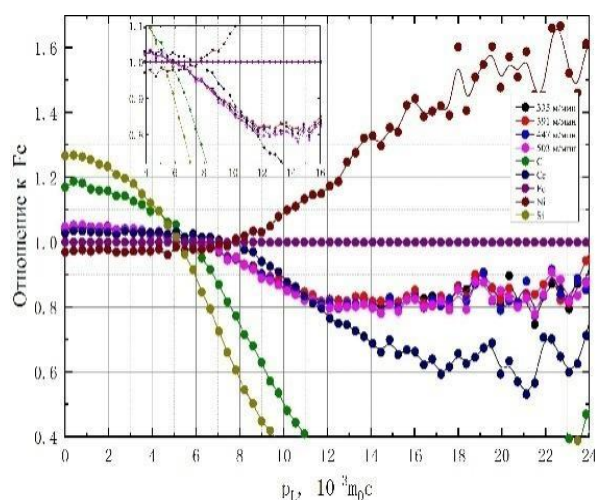


Рисунок 12 – Зависимости ДУАЛ по отношению к Fe, C, Cr, Ni, и Si в зависимости от скорости резания для образцов из стали 40CrNiMoA ($f=0,2\text{мм/об}$, $t=0,2\text{мм}$)

Т.к. S - параметр ДУАЛ характеризуется малыми значениями импульса аннигилирующих электрон-позитронных пар и его величина имеет наибольшие значения в тонком слое, толщиной до 170 нм, то логично связать такое поведение с повышенным содержанием углерода в этом слое (рисунок 5а), что также подтверждается повышенным вкладом низкоимпульсных электрон-позитронных пар для графита по отношению к железу (рисунки 12). Возможный вклад Si представляется незначительным, т.к. не наблюдается заметного перераспределения этой примеси в сторону слоя, толщиной до 170 нм. Дополнительной и, наверное, основной причиной таких изменений S - параметра ДУАЛ является повышенное содержание дефектов вакансионного типа, на что указывает в том числе

уменьшение содержания железа в данном слое и до толщин – около 500 нм (рисунок 5а).

Основные выводы по диссертации

В данной работе впервые было проведено комплексное исследование закономерностей изменения кристаллической и дефектной структуры закаленных сталей 40CrNiMoA и GCr15 в зависимости от параметров высокоскоростного резания (скорость резания $v = 335-520$ м/мин, подача $f = 0,1-0,24$ мм/об, глубина резания $t = 0,1-0,25$ мм) с использованием комбинации метода ПАС и других методов.

Анализ результатов, полученных в данной работе, и других авторов показал, что в процессе высокоскоростного резания исследованных сталей выполняются условия для формирования специфического поверхностного белого слоя.

В частности:

1. Анализ микроструктуры поверхностного белого слоя стали GCr15 и стали 40CrNiMoA после высокоскоростного резания показал, что белый слой имеет более яркий цвет, чем матрица, что можно объяснить более высоким содержанием углерода в этой области, т.к. в процессе высокоскоростного резания поверхностный слой заготовки получает больше тепла, что приводит к повышению средней температуры ($T = 734 - 752$ °C), усилению теплового движения. Этот вывод подтверждается и тем фактом, что в стали GCr15, где содержание углерода больше, чем в стали 40CrNiMoA и толщина белого слоя больше: для стали GCr15 толщина белого слоя составляет (8 – 16 мкм) а для стали 40CrNiMoA средняя толщина белого слоя составляет – (6 -13 мкм).

Для стали GCr15 с увеличением скорости резания $v = 347-520$ м/мин (при постоянных: $f = 0,2$ мм/об, $t = 0,2$ мм) средняя толщина белого слоя увеличивается (9 - 15 мкм); с увеличением подачи $f = 0,1- 0,24$ мм/об (при постоянных: $v = 520$ м/мин, $t = 0, 2$ мм) средняя толщина белого слоя также увеличивается (12-16мкм); с увеличением глубины резания $t = 0,1 - 0,25$ мм (при постоянных $v = 520$ м/мин, $f = 0,2$ мм/об) средняя толщина белого слоя увеличивается (8-16мкм). Для стали 40CrNiMoA с увеличением скорости резания $v = 335-503$ м/мин (при постоянных $f = 0,2$ мм/об, $t = 0,2$ мм) средняя толщина белого слоя увеличивается (7-11мкм); с увеличением подачи $f = 0,1-0,24$ мм/об (при постоянных $v = 503$ м/мин, $t = 0,2$ мм) средняя толщина белого слоя увеличивается (10-13мкм); с увеличением глубины резания $t = 0,1-0,25$ мм (при постоянных $v = 503$ м/мин, $f = 0,2$ мм/об) средняя толщина белого слоя также увеличивается (6-13 мкм).

Высотный параметр шероховатости R_a обработанной поверхности исследованных сталей изменяется ($R_a = 0,75 - 2,12$ мкм)

и растет с увеличением средней толщины белого слоя ($L = 6 - 16$ мкм).

Можно сделать вывод, что выбор оптимальных параметров резания при высокоскоростной обработке заготовок может эффективно улучшить качество ее поверхности.

Для сталей GCr15 и 40CrNiMoA глубинное распределение основных элементов различается, в том числе: марганец, хром, кремний и никель сильно не изменяются по глубине образца как со стороны белого слоя, так и с обратной стороны, а распределение углерода и железа показывает наибольшие величины на малых толщинах и с ростом толщины поверхностного слоя со стороны белого слоя (до толщины 80 мкм) происходит монотонное уменьшение их содержания.

2. Для всех исследованных образцов при использовании источника позитронов с максимальной энергией 1,47 МэВ (толщина зондируемого слоя около 140 мкм) вне зависимости от параметров высокоскоростного резания наблюдались три компоненты времени жизни позитронов, для 40CrNiMoA: $\tau_A = 150 \pm 2$ пс, $\tau_B = 168 \pm 2$ пс и $\tau_F = 91 \pm 5$ пс, для GCr15: $\tau_A = 147 \pm 2$ пс, $\tau_B = 240 \pm 2$ пс и $\tau_F = 106 \pm 6$ пс.

Компонента τ_F соответствует теоретическим и экспериментальным значениям времен жизни делокализованных позитронов в кристаллической решетке железа. Компоненты τ_A и τ_B превышают τ_F и соответствуют вакансионным дефектам. Компонента τ_A соответствует центру захвата позитронов на основе моновакансии железа, в состав которой входит основная примесь – углерод.

Анализ для τ_B компоненты позволяет ее сопоставить для стали 40CrNiMoA с центром на основе моновакансии железа, а для стали GCr15 с центром из трех вакансий железа.

Определены концентрации вакансионных дефектов в исследуемых сталях, для стали 40CrNiMoA: от 21 до 54 ppm, для стали GCr15: от 14 до 20 ppm, что свидетельствует о важной роли примеси углерода в образовании вакансионных дефектов при высокоскоростном резании. Об этом факте свидетельствует также значительное отличие углового коэффициента K линейной аппроксимации зависимости $S(W) = KW + b$ (параметров ДУАЛ), для стали 40CrNiMoA: $K = -1,9$, а для стали GCr15: $K = -6$. Оптимальными параметрами высокоскоростного резания для минимизации дефектов вакансионного типа (в слое толщиной до 140 мкм) для стали 40CrNiMoA являются: скорость резания около 503 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15 мм, а для GCr15: скорость резания около 520 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15 мм.

3. Изменение параметров высокоскоростного резания исследованных образцов стали 40CrNiMoA и стали GCr15 существенно изменяет

характеристики позитронной аннигиляции в приповерхностных областях, где формируется белый слой. Глубинный профиль параметров S и W (ДУАЛ) и их линейной аппроксимации $S(W) = KW + b$ (при использовании пучков позитронов с энергией от 1 до 30 кэВ (толщина зондируемого слоя до 1,1 мкм) показал, что наиболее дефектным является поверхностный слой, толщиной до 170 нм (энергия позитронов – до 10 кэВ) для исследованных образцов, что сопоставлено с вкладом примесных атомов углерода и вакансий железа.

В заключении автор выражает искреннюю благодарность своему научному руководителю д.ф.-м.н., К.П. Арефьеву, за участие в обсуждении полученных результатов, поддержку и помощь в подготовке диссертационной работы, доценту, д.т.н., Р.С. Лаптеву за помощь в части экспериментального исследования, а также сотрудникам А.Д. Ломыгину и М.С. Сыртанову отделения экспериментальной физики инженерной школы ядерных технологий Томского политехнического университета за содействие в проведении экспериментов и обсуждении результатов. профессору д.т.н., Ли Цзиньцюань Института машиностроения ШПУ КНР за помощь в изготовлении образцов, доцентам, к.т.н., В.Н. Козлову и А.Г. Мельникову ИШНПТ ТПУ за консультации при анализе полученных результатов.

Список цитируемой литературы

1. Zhang L, Cheng B, Zhang J, Zhang L, Guo W, Liu J, Zhang L, Ye B. Microstructure of functional materials probed by positron annihilation spectroscopy // *Sci. Sin. Phys. Mech. & Astron* – 2012, Vol. 42, P. 1217–1225.
2. Ukai S, Hirad T, Okubo N. Positron annihilation lifetime spectroscopy of FeCr and FeCrAl oxide dispersion strengthened (ODS) alloys // *Materials Characterization* – 2024. Vol. 211. P. 113813-113822.
3. Zhang F.Y, Duan C.Z, Xu X.X, Wang M.J. Influence of cutting condition on white layer induced by high speed machining of hardened steel // *Int J Adv Manuf Technol* – 2018, Vol. 98. P. 77–84.
4. Grafutin V.I, Ilyukhina O.V, Kozlov Yu.F, Meshkov I.N, Myasishcheva G.G, Prokop'ev E.P, Savel'ev G.I, Timoshenkov S.P, Chaplygin Yu.A, Funtikov Yu.V, Khmelevskii N.O, Yakovenko S.L. Application and Development of Methods of Positron Annihilation Spectroscopy for Definition of the Nature, Concentration and Size of Nanoobjects in Materials and Nanomaterials on Basis of Silicon and Iron. Review // *European Researcher* – 2012, Vol. 28. № 9-1. P. 1323-1354.
5. Šediv'y L, Č'ižek J, Belas E, Grill R, Melikhova O. Positron annihilation spectroscopy of vacancy-related defects in CdTe: Cl and CdZnTe: Ge at different stoichiometry deviations // *Sci. Rep.* – 2016, Vol. 6, P. 1–16.
6. K.M. Mostafa, J. De Baerdemaeker, P.R. Calvillo, N. Van Caenegem, Y. Houbaert, D. Segers. A Study of Defects in Iron Based Alloys by Positron Annihilation Techniques // *Proceedings of the 37th Polish Seminar on Positron Annihilation, ACTA PHYSICA POLONICA A* – 2008, Vol. 113. № 5.

7. Петухов В.Ю., Гумаров Г.Г. Исследование поверхностных слоев твердых тел методом скользящего рентгеновского пучка // Учебно-методическое пособие для студентов физического факультета. – Казань: КГУ, 2009. С. 16.
8. F. Akbar, P. T. Mativenga, M.A. Sheikh. An evaluation of heat partition models in high speed machining of AISI/SAE 4140 steel. Proceedings of the 6th International Conference on Manufacturing Research (ICMR2008). 9th – 11th September 2008. Brunel University. UK. Vol. 1. P. 13-22.
9. Лаптев Р.С. Разработка метода аннигиляции позитронов для контроля дефектной структуры в системах металл-водород: диссертация на соискание степени кандидата технических наук // Томск: Томский политехнический университет – 2014. С. 129.

Список основных публикаций по теме диссертации

1. Li J, Laptev R. S, Bordulev Y. S, Siemek K, Horodek P, Shen H, Lomygin A. D, **Cui J**. Positron Annihilation Spectroscopy Study of Metallic Materials after High-Speed Cutting // Materials. – 2022. Vol. 15 - № 3. P. 1-13.
2. Li J, Cao N, Laptev R. S, Shen H, Kuznetsov P. V, Medich Z, Lomygin A. D, **Cui J**. Study on the formation mechanism of oxide film of pure titanium during the cutting process // Materials Today Communications. – 2023. Vol. 34. P. 1-7.
3. Li J, **Cui J**, Liu H, Yan S, Xu B. Study on formation mechanisms of serrated chip based on valence electron structure // Machining Science and Technology. – 2020. Vol. 24 № 1. P. 26–41.
4. Kozlov V, Zhang J, **Cui J**, Bogolyubova M. Split cutter method for contact stresses research over flank surface of a cutter // Key Engineering Materials.- 2017. Vol.743. P. 258–263.
5. **Cui J**. Siemek K. Positron annihilation characteristics of the surface layers after the high-speed cutting of titanium alloys / J. Li, R.S. Laptev, A.S. Lomygin, J. Cui, K. Siemek // ICPSA – 19th International Conference on Positron Annihilation, Book of Abstracts, Helsinki – 2022. P. 17.
6. **Цуй Ц.** Позитронная аннигиляционная спектроскопия оксидного слоя на поверхности титанового сплава после высокоскоростной резки / Ц. Цзян // сборник трудов научно-технической конференции «Современные тенденции развития инструментальных систем и металлообрабатывающих комплексов», -Ростов-на-Дону – 2022. С. 267-269.
7. **Цуй Ц.** Применение позитронной спектроскопии для исследования структуры природных полимеров на примере сосны сибирской кедровой / Ц. Цуй, Р.С. Лаптев, Ю.С. Бордулев // сборник трудов XX Международной научно-практической конференции студентов и молодых ученых, «Химия и химическая технология в XXI веке», – Томск – 2019. С. 487-488.
8. **Цуй Ц.** Применение позитронной аннигиляционной спектрометрии для изучения изменений в стали 40CrNiMoA после высокоскоростной резки / Ц. Цуй, Р.С. Лаптев // сборник трудов XXI Международной конференции студентов, аспирантов и молодых учёных «Перспективы развития фундаментальных наук», – Томск – 2024. С. 341-343.

9. Арефьев К.П., Агеев Б.Г., Батрагин А.В., Бондаренко С.Л., Бордулев Ю.С., Лаптев Р.С., Савчук Д.А., Сапожникова В.А., Стучебров С.Г., Устинова И. Г., **Цуй Цзян**, Ломыгин А.Д. Измерения характеристик природного композита древесины методом аннигиляции позитронов на основе имитационной модели годичного кольца. Изв. Высших учебных заведений. Физика – 2025, № 1, С. 40-52.