

На правах рукописи



Кораблева Светлана Александровна

**ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ТРИП-СТАЛЕЙ В
УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО
ДЕФОРМИРОВАНИЯ**

Специальность 05.16.01

«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва - 2013 г.

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте металлургии и материаловедения им А.А. Байкова Российской академии наук

Научный руководитель:

доктор технических наук,
профессор
главный научный сотрудник
ИМЕТ РАН

Терентьев Владимир Федорович

Официальные оппоненты:

доктор технических наук,
профессор,
заведующий сектором прочности
ЦНИИСК им. В.А. Кучеренко

Одесский Павел Дмитриевич

доктор физ.-мат. наук,
профессор,
заведующий лаборатории
ИМЕТ РАН

Шамрай Владимир Федорович

Ведущая организация:

ОАО «Научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта»
(ОАО «ВНИИЖТ»)

Защита состоится "___" _____ 2013 г. в 14.00 на заседании Диссертационного совета Д 002.060.01 в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук по адресу: 119991, ГСП-1, Москва, Ленинский проспект, д. 49.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук.

Справки по телефону (499) 135-44-91.

Автореферат разослан "___" _____ 2013 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор технических наук, профессор



В.М. Блинов

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Трип-стали с пластичностью, наведенной превращением, обладают повышенной прочностью и пластичностью за счет превращения при пластической деформации аустенита в мартенсит деформации и особенностей деформационного упрочнения. Высоколегированные коррозионно-стойкие Cr – Ni аустенитно-мартенситные трип - стали с пределом прочности до 2000 МПа используются для производства высокопрочных крепежных изделий, высокопрочной проволоки и тросов, ответственных деталей летательных аппаратов (в частности, торсионов несущих винтов вертолетов). Низколегированные многофазные трип – стали (предел прочности до 1000 МПа) со структурой феррита, бейнита, остаточного аустенита и мартенсита начинают использоваться в конструкциях кузова легковых автомобилей (передние лонжероны, укрепления центральной стойки, пороги) для смягчения последствий прямых столкновений, так как поглощают большую энергию удара за счет трип – эффекта.

Несмотря на большое количество работ по изучению структуры и механических свойств трип-сталей многие аспекты этой области исследований изучены еще недостаточно. В частности, в отечественной литературе практически отсутствуют сведения о механическом поведении и структурных изменениях трип - сталей в условиях усталостного нагружения.

Поскольку многие ответственные детали конструкций из трип - сталей работают в условиях одновременного воздействия высоких статических и циклических нагрузок, является актуальной постановка исследований по изучению особенностей структурных изменений и механического поведения трип – сталей при статическом и циклическом деформировании.

Цель и задачи работы

Цель работы – исследование структуры, механического поведения нержавеющей трип - сталей, механизмов их разрушения при статической и циклической деформациях. Для достижения указанной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Определить степень холодной пластической деформации при статическом растяжении высоколегированной закаленной трип – стали 23X15H5CM3Г, при которой начинается интенсивное образование мартенсита деформации. Исследовать влияние механико-термической обработки на статические и усталостные характеристики механических свойств.

2. Получить комплекс статических и усталостных механических характеристик аустенитно – мартенситной холоднокатаной тонколистовой трип – стали ВНС 9-Ш (23X15H5AM3-Ш), используемой для изготовления торсионов несущих винтов вертолетов.

3. Изучить кинетику фазового превращения аустенитно – мартенситной холоднокатаной тонколистовой трип – стали марки ВНС 9-Ш в условиях

циклического деформирования и механизмы статического и усталостного разрушения.

4. Получить экспериментальные данные по статической и циклической прочности низколегированной многофазной трип – стали TRIP 700 и двухфазной ферритно – мартенситной стали DP 600, используемых в конструкциях современных автомобилей.

5. Предложить рекомендации для уточнения методики оценки ресурса торсионов, изготовленных из стали ВНС 9-Ш и работающих в условиях циклического нагружения.

Научная новизна

1. С использованием методов акустической эмиссии и рентгеноструктурного анализа определена *пороговая* степень пластической деформации равная ~ 13%, при которой начинает происходить интенсивное образование мартенсита деформации в закаленной трип - стали 23X15H5CM3Г при статическом растяжении.

2. Изучено влияние режимов механико - термической обработки на статические и усталостные характеристики механических свойств закаленной стали 23X15H5CM3Г и показано, что наилучшие механические свойства были получены после предварительной деформации на 18% и отпуска при 550⁰С.

3. Исследованы статические и циклические механические характеристики аустенитно – мартенситной холоднокатаной тонколистовой трип – стали марки ВНС 9-Ш. Изучена остаточная прочность материала торсионов, отслуживших свой эксплуатационный срок.

4. Исследовано изменение фазового состава высоколегированной трип – стали ВНС 9-Ш в процессе циклического деформирования в широком интервале максимальных циклических напряжений. Установлена сложная зависимость изменение фазового состава этой стали от уровня приложенных напряжений.

5. Изучены статические и циклические характеристики механических свойств перспективных для автомобилестроения материалов – низколегированной многофазной трип – стали TRIP 700 и низколегированной двухфазной ферритно – мартенситной стали DP 600.

Практическая значимость

1. Определена *пороговая* степень пластической деформации при статическом растяжении, при которой в закаленной высоколегированной трип – стали 23X15H5CM3Г начинает происходить интенсивное образование мартенсита деформации.

2. Установлены оптимальные режимы (деформация на 18% и отпуск при 550⁰С) механико - термической обработки закаленной трип – стали 23X15H5CM3Г, повышающие статические и усталостные характеристики механических свойств (предел прочности возрос с 700 МПа до 1205 МПа, а предел усталости с 500 МПа до 600 МПа).

3. Полученный комплекс статических и усталостных механических свойств аустенитно – мартенситной холоднокатаной тонколистовой трип – стали ВНС 9-Ш

позволил наметить технологические мероприятия по повышению ресурса торсионов.

4. Показана закономерность изменения фазового состава трип – стали ВНС 9-Ш в процессе циклического деформирования в широком интервале максимальных циклических напряжений.

5. Оценена остаточная статическая и усталостная прочность материала торсионов, отслуживших свой эксплуатационный срок.

6. Получены новые экспериментальные данные по сравнительной оценке статических и циклических характеристик механических свойств перспективных для автомобилестроения низколегированных материалов – многофазной трип – стали TRIP 700 и двухфазной ферритно – мартенситной стали DP 600.

7. Полученные результаты по исследованию циклической прочности аустенитно – мартенситной холоднокатаной тонколистовой трип – стали марки ВНС 9-Ш были использованы ОКБ «Камов» при уточнении методики оценки остаточного ресурса торсионов несущих винтов вертолетов.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Особенности кинетики образования мартенсита деформации в условиях статического растяжения закаленной высоколегированной трип – стали 23X15H5CM3Г при комнатной температуре.

2. Определение оптимальных режимов механико – термической обработки стали 23X15H5CM3Г с целью получения высоких механических свойств в условиях статического и циклического деформирования.

3. Особенности кинетики мартенситного превращения в аустенитно – мартенситной трип – стали ВНС 9-Ш в условиях циклического деформирования.

4. Оценка комплекса механических свойств высоколегированной стали ВНС 9-Ш и определение степени повреждаемости ответственных деталей вертолетов в процессе эксплуатации, изготовленных из этой стали.

5. Сравнительная оценка механических свойств перспективных для автомобилестроения сталей – низколегированной многофазной трип – стали TRIP 700 и низколегированной двухфазной ферритно – мартенситной стали DP 600.

Достоверность научных положений, результатов и выводов подтверждается хорошим совпадением экспериментальных данных, полученных различными современными методами исследования, систематическим характером проведения исследований и обработки результатов, а также согласием полученных результатов с данными других авторов.

Личный вклад автора заключается в совместной с научным руководителем постановке задач диссертации, формулировке выводов и положений, выносимых на защиту, написании статей по теме диссертации, в проведении экспериментов и обработке экспериментальных данных. Диссертант лично проводил механические испытания, измерение твердости, а также принимал непосредственное участие при анализе поверхности с использованием оптической и растровой электронной микроскопии.

Апробация работы

Основные результаты работы были доложены и обсуждены на:

1. VII, VIII и IX Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико - химия и технология неорганических материалов», Москва, 2010 – 2012 гг., ИМЕТ РАН.

2. Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов, Москва, 26-28 октября 2011 г., МИСиС.

3. IV Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», Москва, 25-28 октября 2011 г., ИМЕТ РАН.

4. VI Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур», Москва, 17-19 апреля 2012 г., МИСиС.

5. III Всероссийской молодежной конференции с элементами научной школы «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества», Москва, 29 мая – 1 июня 2012 г.

6. Научных чтениях им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов», 10-12 сентября 2012 г., ИМЕТ РАН, Москва.

7. XVI International Colloquium «Mechanical Fatigue of Metals», Brno. Czech Republic, 24–26 September 2012, IPM.

8. Международной научно-технической конференции «Усталость и термоусталость материалов и элементов конструкций», 28-31 мая 2013 г., Киев, Украина.

Публикации

По теме диссертации опубликовано 10 статей, в том числе 9 в рецензируемых журналах и изданиях, определенных ВАК, и 13 докладов в сборниках трудов конференций.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов и списка используемой литературы (94 наименований), изложена на 144 страницах и содержит 92 рисунка и 16 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Глава 1. Поведение высокопрочных трип – сталей в процессе статического и циклического деформирования

В данной главе впервые в отечественной технической литературе проведен анализ особенностей поведения высокопрочных трип – сталей в процессе циклического деформирования в области мало – и многоциклового усталости, приведены характеристики циклического упрочнения / разупрочнения и критериев циклической трещиностойкости указанных сталей, которые используются в ответственных деталях вертолетов и конструкциях кузова легковых автомобилей. На основе анализа литературных данных показана необходимость и актуальность постановки дальнейших исследований в области изучения взаимосвязи статических и усталостных характеристик трип - сталей и сформулированы основные задачи исследования.

Глава 2. Использованные материалы и методики исследований

В данной работе исследовались несколько марок сталей: экспериментальная высоколегированная коррозионностойкая трип – сталь 23X15H5CM3Г, высоколегированная стандартная трип - сталь марки ВНС 9-Ш (23X15H5AM3-Ш), низколегированная многофазная трип - сталь TRIP 700 и двухфазная сталь DP 600. Фазовый состав, микродеформацию решетки ($\Delta a/a$) и остаточные напряжения образцов определяли на вертикальном рентгеновском дифрактометре «SIMADZU» XRD-6000 в монохроматизированном медном излучении с длиной волны $\lambda_{\text{K}\alpha\text{cp}}=1.54178\text{\AA}$ и на дифрактометре ДРОН-4 в фильтрованном $\text{CoK}\alpha$ - излучении с длиной волны $\lambda_{\text{K}\alpha\text{cp}}=1.79021\text{\AA}$.

Характеристики механических свойств при статическом растяжении определялись на 10 – тонной механической машине Instron 3380, а испытания на усталость на 10 – тонной сервогидравлической машине Instron 8801 и настольной механической машине Instron Electropuls E 3000 (максимальное усилие 300 кг). Испытания на усталость проводились с частотой 30 - 40 Гц. Для изучения механизмов разрушения образцов после статических и усталостных испытаний проводились фрактографические исследования на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA. Микротвердость и твердость по Виккерсу исследуемых материалов определяли на приборах фирмы Wilson Wolpert.

Исследование стадийности процессов пластической деформации и кинетики образования мартенсита деформации проводилось с использованием акустико - эмиссионной диагностической системы СДС1008 – аппаратно–программного комплекса для регистрации, обработки, измерения и анализа параметров сигналов акустической эмиссии (АЭ). АЭ система СДС1008 включает в себя системный блок, преобразователи АЭ, предварительные усилители и персональный компьютер с программным обеспечением

Структуру сталей изучали металлографическим методом с помощью светового микроскопа Carl Zeiss Axiovert 40 MAT и сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM 6610LV.

Глава 3. Кинетика образования мартенсита деформации при статическом растяжении закаленной высоколегированной трип – стали и влияние механико-термической обработки на механические свойства при статическом и циклическом деформировании

Кинетика образования мартенсита деформации при статическом растяжении. С целью изучения стадийности пластической деформации и кинетики образования мартенсита деформации при статическом растяжении метастабильной высоколегированной трип - стали были проведены исследования с использованием методов АЭ и рентгеноструктурного анализа. В качестве материала^{*)1} исследования использовалась горячекатаная пластина из трип–стали толщиной 3 мм следующего

^{*)} Материал для этого раздела работы был предоставлен к.т.н. Д.Е. Алексеевой

состава: 0,20C; 0,65Si; 0,94Mn; 5,75Ni; 14,5Cr; 2,91Mo; 0,009S; 0,023Ti; 0,012Al; 0,126N₂; ≤0,009P; 0,008S; вес. %.

Испытания на статическое растяжение образцов с регистрацией комплекса АЭ характеристик осуществляли посредством малошумящей универсальной механической испытательной 10-тонной машины Instron 3382. В исходном состоянии (горячий подкат после закалки) структура трип - стали была чисто аустенитной, средний размер аустенитного зерна после закалки составлял ~ 70 мкм. Образцы трип - стали с размером рабочей части 20x5 мм имели следующие механические свойства: $\sigma_B = 775$ МПа; $\sigma_{0,2} = 307$ МПа; $\delta = 53\%$.

Изменение параметров АЭ (рис. 1) отражает основные стадии деформации трип – стали на диаграмме растяжения от стадии микротекучести до окончательного разрушения. На начальной стадии деформации (стадии микротекучести и предела текучести) на диаграммах интенсивности и энергетических параметров АЭ, отражающих количество событий (рис. 1, а) и средней энергии за секунду времени (рис. 1, б), можно наблюдать два максимума в районе предела текучести. Первый максимум интенсивности АЭ обычно объясняется коллективным движением и размножением дислокаций в области границ зерен и преимущественно в поверхностных слоях металла, а также выходом их на поверхность. В энергетическом спектре сигналов АЭ на этой стадии деформации преобладают низкоэнергетические сигналы с энергетическим параметром 30 - 40 дБ, а также присутствует и более двух десятков сигналов АЭ с энергетическим параметром в диапазоне 43 - 55 дБ.

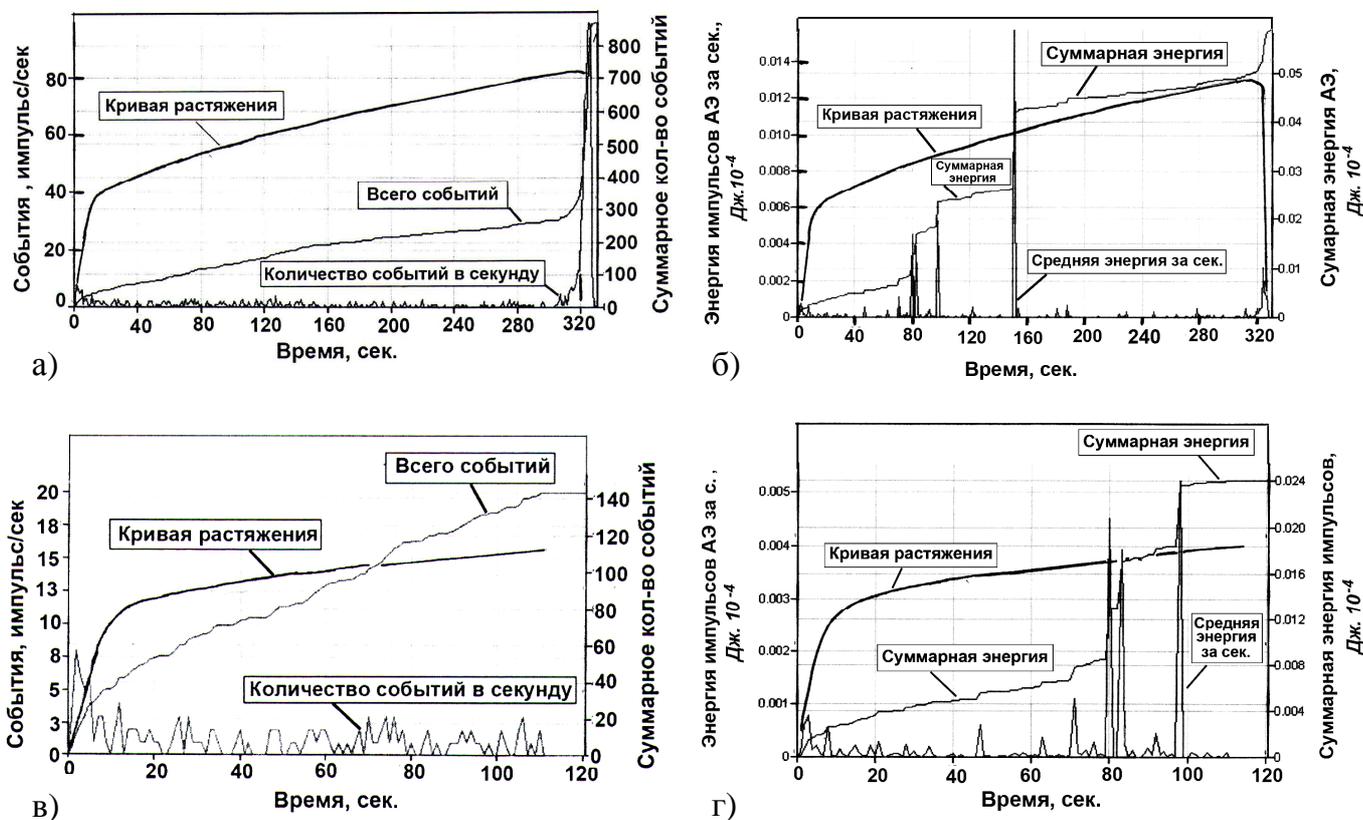


Рис. 1. Изменение интенсивности и суммарного числа сигналов АЭ (а, в) и энергетических параметров (б, г) в процессе деформации и разрушения образца из трип – стали.

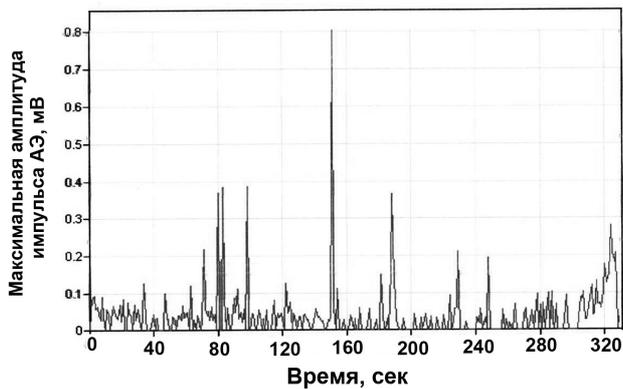


Рис. 2. Изменением амплитуды сигналов АЭ в процессе деформации и разрушения.

На стадии деформационного упрочнения, при низком общем уровне интенсивности АЭ и энергетических параметров, регистрируются одиночные импульсы АЭ высокой амплитуды (рис. 2), энергетический параметр которых достигает 64 дБ. В распределении спектральной плотности мощности этих сигналов АЭ выделяются два максимума: первый в диапазоне 100 - 320 кГц, а второй – в диапазоне 320 - 900 кГц. АЭ.

На этой стадии вплоть до *пороговой степени* пластической деформации ~ 13% (рис. 1, г) происходит довольно постепенное увеличение суммарной энергии АЭ, а затем происходит ее резкое увеличение в интервале деформаций 13 – 25%. При этом также резко увеличивается средняя энергия импульсов за секунду. Наблюдаются сигналы *непрерывной* и *взрывной* АЭ, что свидетельствует о начале интенсивного процесса образования мартенсита деформации. Такое скачкообразное увеличение суммарной энергии АЭ и появление резких пиков средней энергии импульсов происходит вплоть до степени пластической деформации ~ 25% и затем переходит в постепенное повышение уровня суммарной энергии импульсов АЭ вплоть до начала образования шейки, когда вновь резко возрастают все параметры АЭ (интенсивность, амплитуда, энергия).

Таким образом, было показано, что до *пороговой* степени пластической деформации ~ 13% (время деформирования ~ 80 сек) суммарная энергия импульсов АЭ, начиная со стадии микротекучести, постепенно увеличивалась, а затем происходило резкое возрастание энергии. С учетом зубчатого пластического течения на этой стадии кривой деформационного упрочнения и резкого возрастания суммарной энергии импульсов АЭ можно с большой уверенностью говорить о том, что данная степень пластической деформации является *пороговой* для начала интенсивного образования мартенсита деформации в трип - стали данного состава.

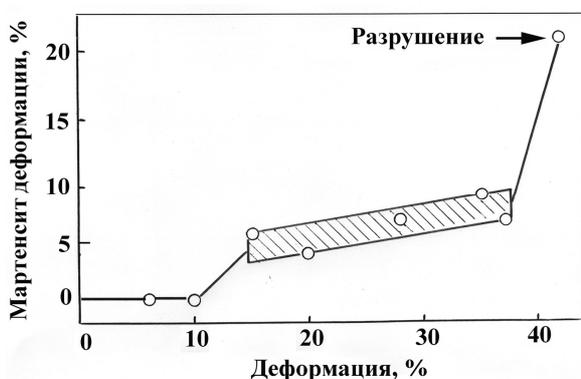


Рис. 3. Влияние степени пластической деформации на количество α' - мартенсита в трип-стали.

Для достоверности количественной оценки *пороговой* степени пластической деформации, при которой начинает интенсивно протекать процесс образования мартенсита деформации, в закаленной трип – стали было дополнительно исследовано влияние степени деформации на кинетику образования мартенсита деформации с использованием рентгеноструктурного анализа. Из представленных на рис. 3 результатов исследования видно, что

образование α' - мартенсита начинается лишь после определенной критической степени деформации которая находится в интервале 10 – 15%. При увеличении степени пластической деформации наблюдается постепенное повышение содержания мартенсита деформации и лишь на заключительном этапе статического растяжения количество α' - мартенсита в структуре резко возрастает. При степени деформации ~ 37 % (~ 9% мартенсита) начинается резкое повышение содержания мартенсита деформации вплоть до разрушения образца (23% мартенсита).

Таким образом, показана возможность определения *пороговой* степени пластической деформации, при которой в метастабильных трип - сталях начинает происходить интенсивное образование мартенсита деформации, с использованием критериев АЭ и рентгеноструктурного анализа.

Влияние предварительной деформации и режимов отпуска на механические свойства. Образцы для исследований были вырезаны из горячекатаных пластин (подкат) высоколегированной трип – стали системы Cr – Ni (23X15H5CM3Г) толщиной 3 и 2 мм. Часть образцов толщиной 3 мм после закалки (серия 1) деформировали на 10% при статическом растяжении и затем проводили отпуск при температурах 400⁰С (серия 2), 550⁰С (серия 3) и 650⁰С (серия 4) в течение 1 часа. Также часть образцов толщиной 2 мм после закалки (серия 5) предварительно деформировали при комнатной температуре на 18% при статическом растяжении и отпускали при температуре 550⁰С в течение 1 часа (серия 6). Температура отпуска 550⁰С была выбрана с учетом данных, полученных на образцах серий 1 - 4.

В исходном состоянии после закалки образцы были практически в чисто аустенитном состоянии с наличием двойников отжига, средний размер аустенитного зерна составлял ~ 50 мкм. После предварительной деформации на 18% на поверхности образцов серии 6 наблюдается хорошо развитый рельеф, и практически во всех зернах наблюдается сдвигообразование преимущественно по одной системе скольжения (рис. 4, а). Развитый рельеф также наблюдается после статического растяжения (рис. 4, б) и испытания на усталость (рис. 4, в).

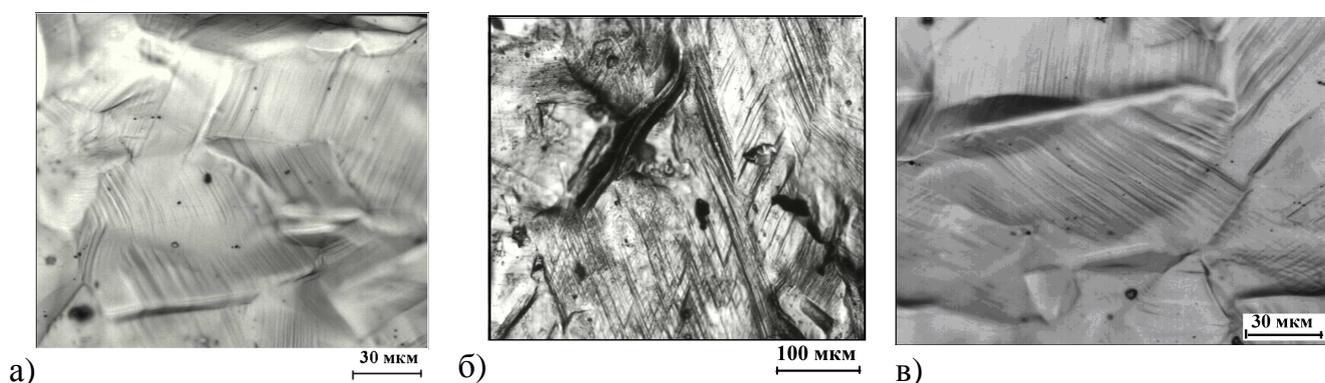


Рис. 4. Электрополированная поверхность образцов серии 6 после предварительной деформации (а) и серии 1 после испытаний на статическое растяжение (б) и усталость при $\sigma_{\max} = 600$ МПа, $N = 4 \cdot 10^4$ циклов (в).

Из представленных на рис. 5 данных, следует, что минимальный уровень механических свойств наблюдается у исходных образцов после закалки (серия 1). Предварительная пластическая деформация и последующий отпуск в интервале температур 400⁰С – 650⁰С повышают прочностные характеристики и относительное удлинение – предел прочности возрастает с 632 МПа до 835 МПа у образцов серий 1 - 4 и почти в два раза у образцов серии 6 по сравнению с образцами серии 5 (с 699 МПа до 1205 МПа), условный предел текучести с 346 МПа (1 серия) увеличивается до 547 МПа (серия 4) и более чем в два раза у закаленного образца толщиной 2 мм после предварительной деформации на 18% и отпуска при 550⁰С (серия 6). Особенно сильно возросло относительное удлинение – более чем в 2 раза у образцов толщиной 3 мм (с 24,3 до 52,2%) и с 42% до 75% у образцов серий 5 - 6.

Повышение прочностных характеристик после пластической деформации закаленной трип – стали связано с повышением плотности дислокаций в аустенитных зернах и образованием более прочной мартенситной фазы, а также с упорядочением дислокационной структуры и дисперсионным твердением в результате последующего отпуска (выделение карбонитридов хрома).

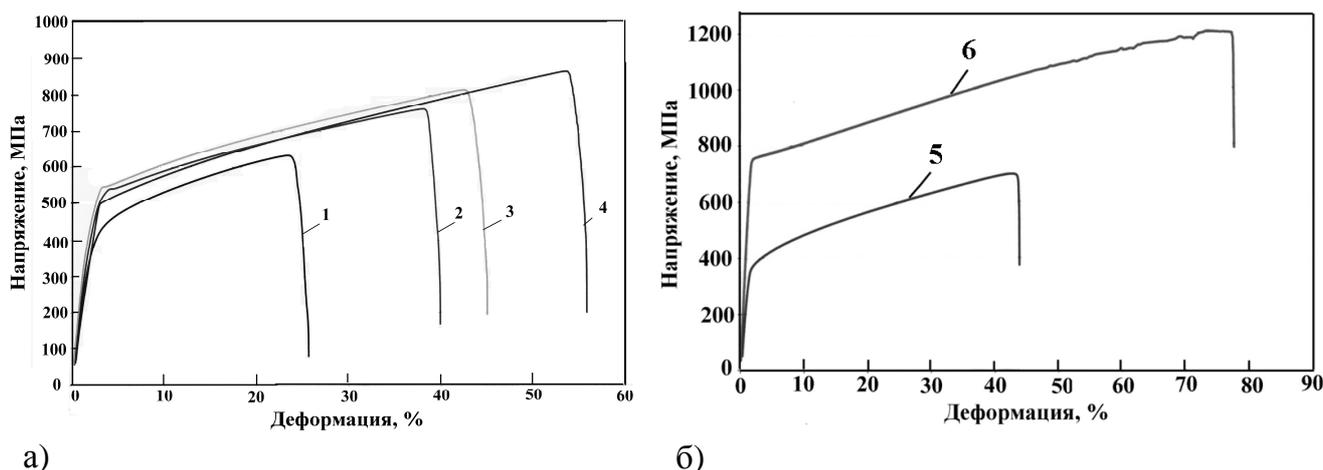


Рис. 5. Кривые статического растяжения образцов серий 1 – 4 (а) и серий 5 - 6 (б).

Долговечность до разрушения образцов серий 1 – 4 при максимальном напряжении 550 МПа в области малоциклового усталости непрерывно возрастает с увеличением температуры отпуска – с 3750 циклов (отпуск при 400⁰С) до 7000 циклов (отпуск при 650⁰С), что связано с повышением пластичности и предела прочности с ростом температуры нагрева. Вполне возможно, что циклическое деформирование при $\sigma_{max} = 550$ МПа, которое несколько превышает условный предел текучести исследованных серий образцов, приводит к дополнительному образованию мартенсита деформации.

На рис. 6 представлены кривые усталости серий 5 - 6 образцов. Видно, что долговечность и предел выносливости образцов серии 6, подвергнутых механико - термической обработке, значительно превышают характеристики циклической прочности исходных образцов (серия 5).

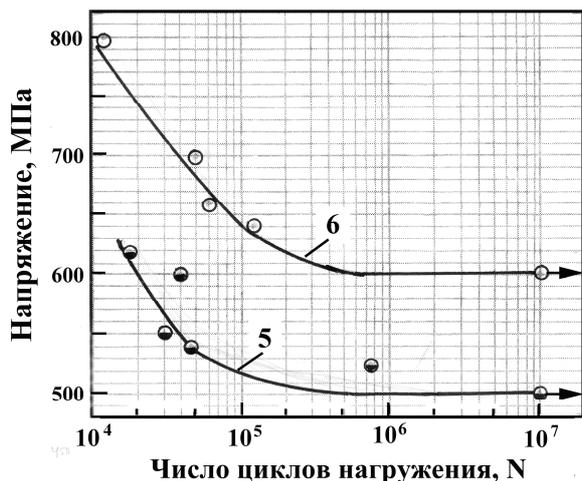


Рис. 6. Кривые усталости образцов серии 5 (закалка) и серии 6 (закалка, предварительная деформация и отпуск).

Рентгеноструктурные исследования показали, что в закаленной высоколегированной трип – стали мартенсит деформации более интенсивно образуется в процессе статического деформирования (~ 10%), чем в условиях циклического нагружения выше статического предела текучести (в интервале циклических напряжений 525 МПа – 640 МПа наблюдалось ~ 2 - 4% мартенсита деформации). В структуре стали также наблюдалась небольшая текстура по плоскостям (220) и (311) аустенита.

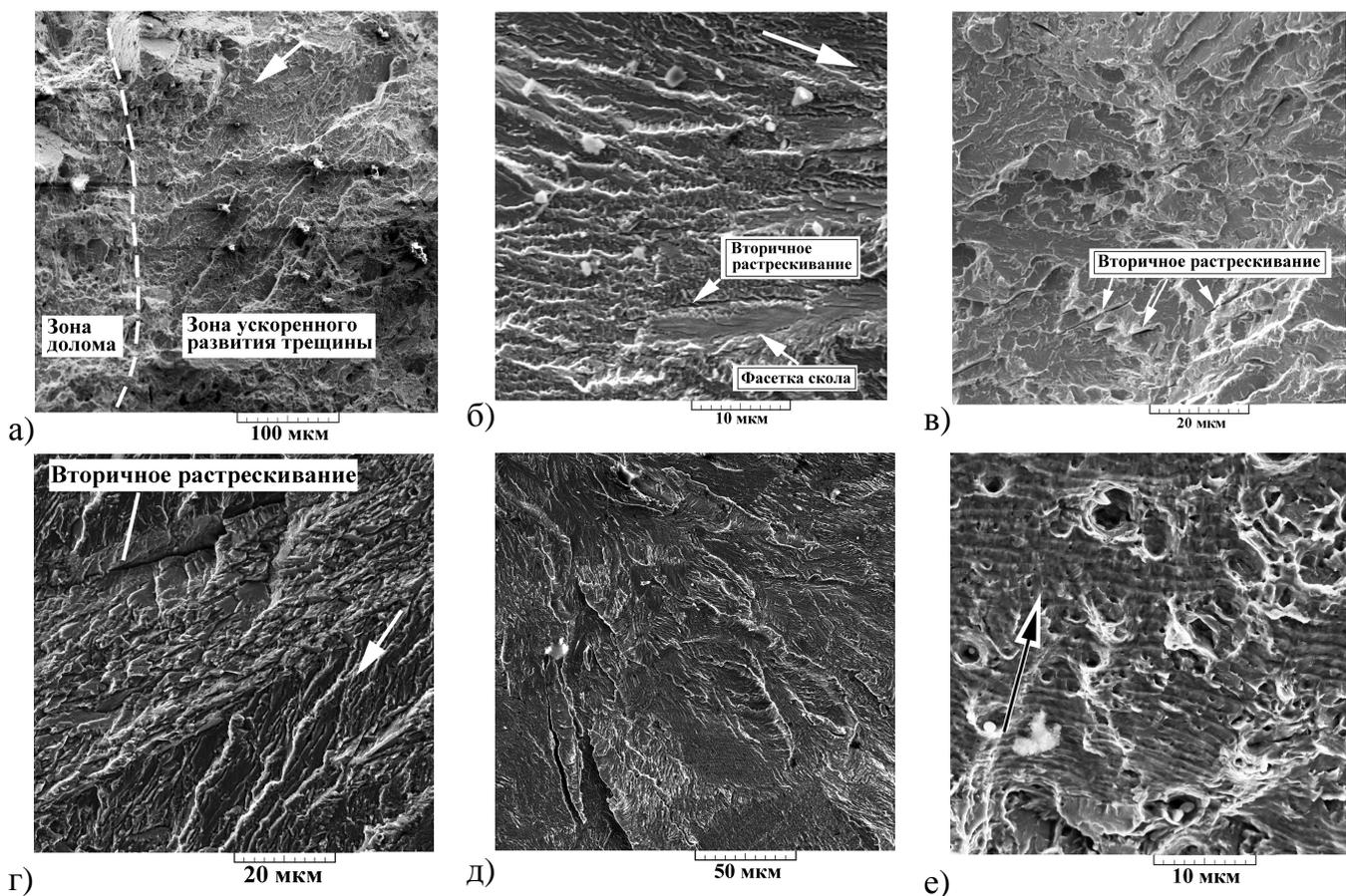


Рис. 7. Фрактография усталостного разрушения образца из трип - стали серии 2 (а), серии 3 (б), серии 4 (в), серии 5 (г) и серии 6 (д, е); стрелками указано направление распространения трещины.

Фрактографические исследования образцов серий 2 – 6 (рис. 7) показали, что с повышением температуры отпуска на поверхности разрушения увеличивается размер зоны усталостного разрушения и наблюдается огрубление поверхностного рельефа с типичными усталостными бороздками. В то же время на образцах серии 4, подвергнутых высокой температуре отпуска на стадии ускоренного роста усталостной трещины наблюдается квазихрупкий рельеф с наличием вторичного растрескивания.

Таким образом, в данном разделе было показано, что предварительная пластическая деформация в условиях статического растяжения закаленной трип - стали 23X15H5CM3Г и последующий отпуск при температурах 400 – 650⁰С за счет трип – эффекта и процессов старения существенно повышают механические свойства (предел прочности возрастает с 632 МПа до 865 МПа) и пластичность (относительное удлинение повышается с 24,3 до 52%) материала, что также благотворно сказывается на характеристиках циклической прочности. Наилучшие механические свойства были получены после предварительной деформации на 18% и отпуска при 550⁰С.

Глава 4. Особенности статического и усталостного разрушения тонколистовой высоколегированной трип - стали ВНС 9-Ш (23X15H5AM3-Ш), используемой для изготовления торсионов несущих винтов вертолетов

В данной главе исследовались характеристики статической и усталостной прочности и механизмы разрушения промышленной высокопрочной тонколистовой трип – стали марки ВНС 9-Ш, которая используется для изготовления торсионов несущих винтов вертолетов, а также усталостная прочность материала, вырезанного из отслуживших свой срок торсионов.

Исходные характеристики механических свойств. Изучали две партии образцов из холоднокатаной трип – стали марки ВНС 9-Ш толщиной 0,3 мм. Химический состав ВНС 9-Ш – 0,20-0,25С; 14,5-16Cr; 2,7-3,2Мо; ≤1,0Mn; ≤0,6Si; 0,03-0,07N; 4,8-5,78Ni; ≤0,01S; ≤0,015P. Структура стали состояла из двух фаз – аустенит и мартенсит деформации (рис. 8), содержание которых было порядка 46% и 54% соответственно. Были получены следующие механические свойства: для партии 1 – $\sigma_B = 1661,3$ МПа, $\sigma_{0,2} = 770,5$ МПа, $\delta, \% = 33,8$ %; для партии 2 – $\sigma_B = 1578,2$ МПа, $\sigma_{0,2} = 927,5$ МПа, $\delta, \% = 11,4$ %.

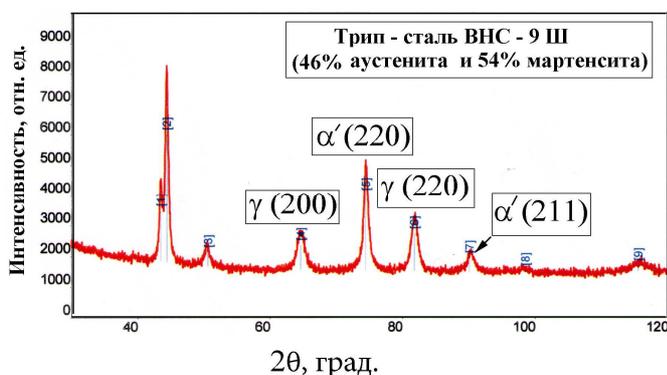


Рис. 8. Рентгеновская дифрактограмма образца из трип – стали ВНС 9-Ш партии 2.

Рентгеноструктурный анализ показал, что после статического растяжения в структуре образцов из стали ВНС 9 – Ш наблюдается увеличение мартенситной фазы с 54% (исходное состояние) до 78% (после статического растяжения).

Испытания на усталость проводили в условиях повторного растяжения с $\sigma_{min} = 100$ МПа. Из – за

большого разброса долговечностей до разрушения образцов результаты испытаний в координатах $\sigma - N$ представлены в виде двух ограничительных линий (рис. 9), предел выносливости σ_R обеих партий составлял 800 МПа. После циклической деформации пластичность и прочность трип - стали партии 2 значительно возросла (табл. 1).

Таблица 1. Механические свойства трип - стали серии 2 после усталостного испытания на базе 10^7 циклов.

№	Режим испытания	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	Исходный материал	1578,2	927,5	11,4
2	$\sigma_{max} = 875$ МПа, $\sigma_{min} = 100$ МПа	1783	778	32,4
3	$\sigma_{max} = 1100$ МПа, $\sigma_{min} = 500$ МПа	1842	915	23,5

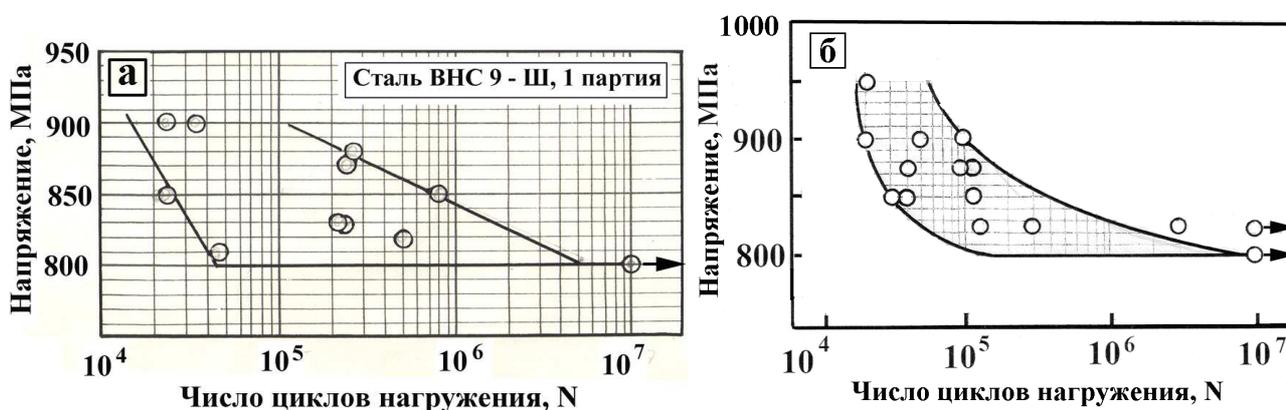


Рис. 9. Кривые усталости образцов из исходных пластин стали ВНС 9 – Ш (испытания на усталость при $\sigma_{min} = 100$ МПа): а – партия 1; б – партия 2.

Изменение содержания мартенсита деформации в процессе циклического деформирования. С целью определения закономерностей изменения фазового состава трип - стали ВНС 9-Ш в процессе циклического деформирования были проведены рентгеноструктурные исследования образцов партии 2 после испытаний на усталость в интервале напряжений 800 - 900 МПа, которые позволили установить зависимость количества мартенсита деформации от максимальной амплитуды циклических напряжений. Рентгенограммы снимались с рабочей части образца вдали от места разрушения, а использование двух различных видов излучения позволило определить количество мартенсита деформации на различной глубине.

Исследования по изменению фазового состава образцов с различной историей нагружения показали, что наблюдается сложная зависимость изменения количества мартенситной фазы в структуре материала от уровня циклических напряжений (рис. 10), связанная с тем, что долговечность материала до разрушения включает в себя стадии зарождения и распространения усталостной трещины. На стадии распространения трещины мартенсит деформации возникает только в локальном объеме у вершины трещины. Во всем исследованном диапазоне циклических напряжений наблюдается дополнительное образование мартенсита деформации. Максимальное содержание мартенсита деформации наблюдается или при большом

циклическом напряжении (900 МПа), когда долговечность до разрушения $N < 10^5$ циклов, или при низких напряжениях близких к пределу усталости (напряжение 800 МПа, $N = 10^7$ циклов). С увеличением числа циклов до разрушения и уменьшением максимального напряжения цикла сначала происходит снижение уровня мартенсита, а затем после достижения минимума при долговечности $\sim 10^5$ циклов и максимальном напряжении 875 МПа его содержание в стали начинает возрастать.

В случае высоких циклических напряжений прирост мартенсита осуществляется за счет интенсивной микропластической деформации, при низких циклических напряжениях – за счет микропластической и упругой деформаций в процессе длительного циклического нагружения. Минимум содержания мартенсита связан с тем, что в этом случае с одной стороны напряжения не столь высоки, чтобы обеспечить достаточно высокий уровень микропластической деформации, а с другой стороны число циклов до разрушения невелико, чтобы обеспечить накопление достаточной микропластической деформации и образование дополнительного мартенсита деформации.

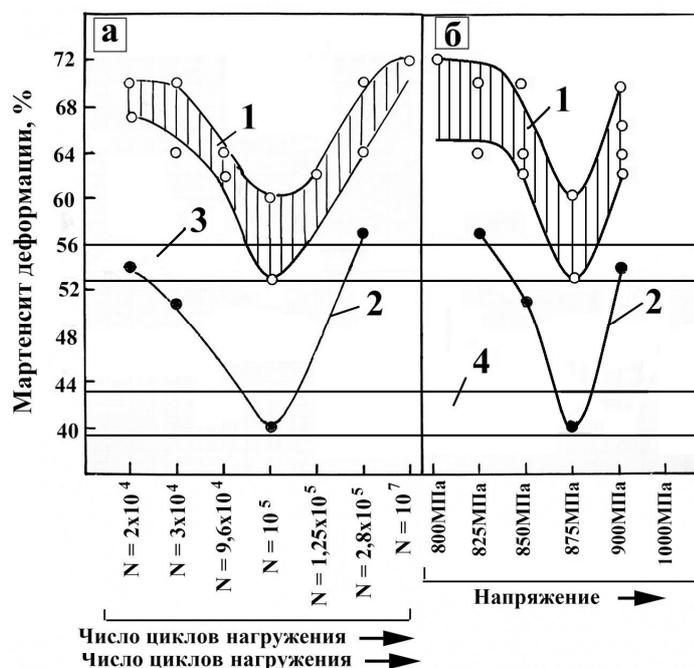


Рис. 10. Изменение содержания мартенсита деформации в образцах из стали ВНС 9-Ш после циклического деформирования при $\sigma_{\min} = 100$ МПа:

а – в зависимости от числа циклов нагружения;

б – от уровня приложенного максимального напряжения;

1 – экспериментальные данные, полученные при Cu – излучении (глубина слоя 2 мкм);

2 – данные при Co – излучении (глубина слоя 7 мкм);

3 – исходное содержание мартенсита (Cu – излучение);

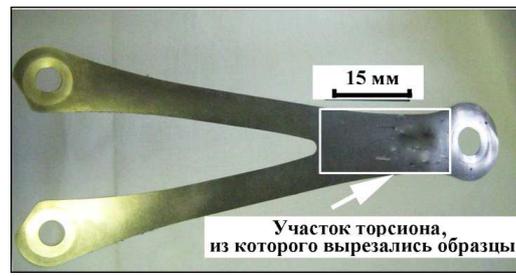
4 – исходное содержание мартенсита (Co – излучение).

Изучение степени повреждаемости материала в процессе эксплуатации торсионов.

При исследовании влияния степени повреждаемости материала торсионов несущих винтов вертолетов в процессе эксплуатации на механические свойства при статическом и циклическом деформировании использовались две партии образцов из трип-стали ВНС 9-Ш, которые вырезались из торсионов, выведенных из эксплуатации (рис. 11): партия 3 – торсион с наработкой 30% ресурса; партия 4 – торсион после 100%-ной выработки ресурса. Структура образцов состояла из метастабильного аустенита и мартенсита деформации. Были получены следующие механические свойства: для партии 3 – $\sigma_b = 1515,3$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1070,4$ МПа, $\delta, \% = 40,1$ %; для партии 4 – $\sigma_b = 1460,7$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1140,6$ МПа, $\delta, \% = 34,5$ %.



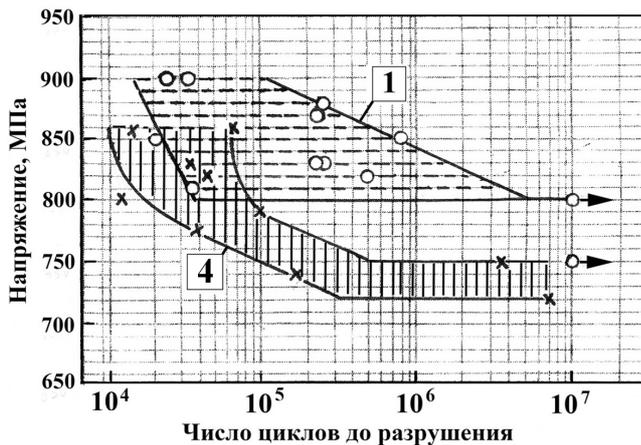
а)



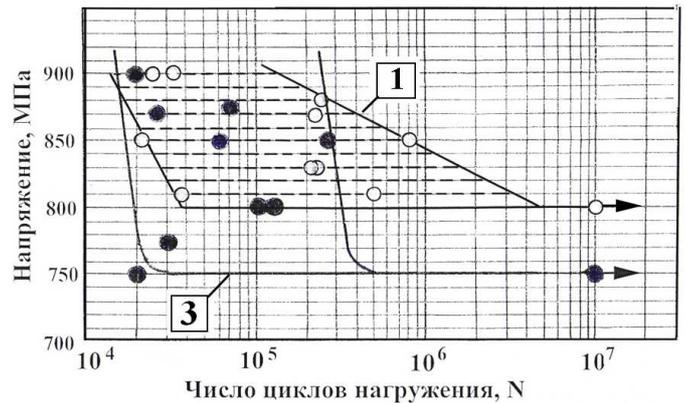
б)

Рис. 11. Конструкция устройства тorsiонного крепления лопасти вертолета Ка-50 (рукава) к втулке несущего винта (а) и зона вырезки материала, из тorsiонов после их эксплуатации (б).

Исследования показали, что у материала после эксплуатации повышается предел текучести и пластичность по сравнению характеристиками исходного материала, но снижается уровень предела прочности (по – видимому, за счет накопленных в процессе эксплуатации структурных повреждений). Повышение пластичности у вырезанных из тorsiона образцов может быть связано с микропластической деформацией в процессе эксплуатации тorsiонов, что привело к проявлению трип – эффекта за счет некоторого дополнительного образования мартенсита.

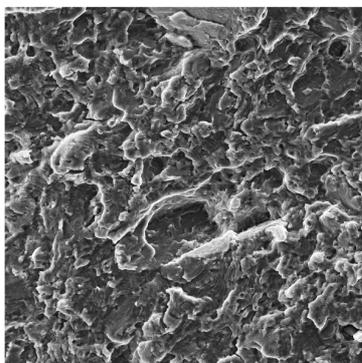


а)

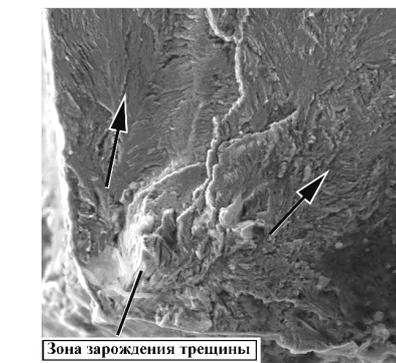


б)

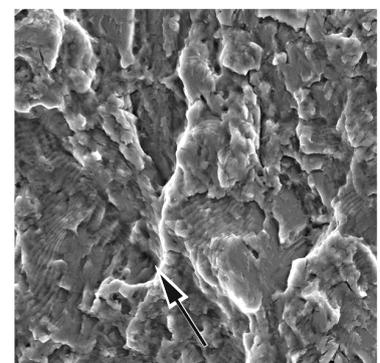
Рис. 12. Сравнение кривых усталости образцов стали ВНС 9 – Ш: а – исходной партии 1 и тorsiона после 100% выработки (партия 4); б – исходной партии 1 и тorsiона после 30% выработки (партия 3).



а)



б)



в)

Рис. 13. Фрактография усталостного разрушения образцов: а – партия 2, $\sigma_{max} = 820$ МПа, $N = 5 \cdot 10^5$ циклов; б, в – партия 4, $\sigma_{max} = 750$ МПа, $N = 3,55 \cdot 10^6$ циклов.

Сравнение усталостной прочности образцов партии 1 с данными по долговечности образцов, вырезанных из торсионов, показало, что образцы всех партий имеют большой разброс долговечности до разрушения (рис. 12), что косвенно свидетельствует о неоднородной структуре трип – стали данной выплавки. Из рис. 12, а видно, что образцы, вырезанные из торсиона партии 4 (100% выработка), показывают худшую циклическую прочность по сравнению с образцами, вырезанными из исходного материала партии 1 (σ_R снижается с 800 МПа для исходного материала до 720 МПа). Похожая закономерность наблюдается на рис. 12, б и при сравнении усталостной прочности образцов партии 1 и образцов, вырезанных из торсиона партии 3 (30% выработки). В этом случае σ_R образцов партии 3 (750 МПа) несколько выше, чем у образцов партии 4 за счет меньшего срока эксплуатации.

Фрактографические исследования (рис. 13) показали, что поверхность усталостного разрушения образца, вырезанного из отслужившего ресурс торсиона партии 4, несколько отличается от поверхности разрушения исходного материала партии 1 в зоне зарождения усталостной трещины, что, по – видимому, связано с повышением пластичности в результате циклических эксплуатационных нагрузок.

Влияние асимметрии цикла нагружения. С целью изучения влияния асимметрии цикла нагружения на усталостную прочность трип - стали ВНС 9-Ш образцы из исходной партии 2 были испытаны при различных σ_{\min} – 100 МПа и 500 МПа.

При меньших амплитудах циклической деформации, но большей асимметрии цикла ($\sigma_{\min} = 500$ МПа) у образцов партии 2 предел выносливости σ_R повышается с 800 МПа до 1100 МПа (рис. 14).

Фрактографические исследования поверхности усталостного разрушения двух образцов из исходной партии 2, которые простояли до разрушения практически одинаковое количество циклов ($\sim 10^5$), показали, что в первом случае ($\sigma_{\min} = 100$ МПа) из-за большего размаха амплитуды напряжения у вершины усталостной трещины существует большая зона пластической деформации, что приводит к довольно развитому типичному усталостному рельефу разрушения с наличием характерных гребней вытянутых в направлении распространения трещины

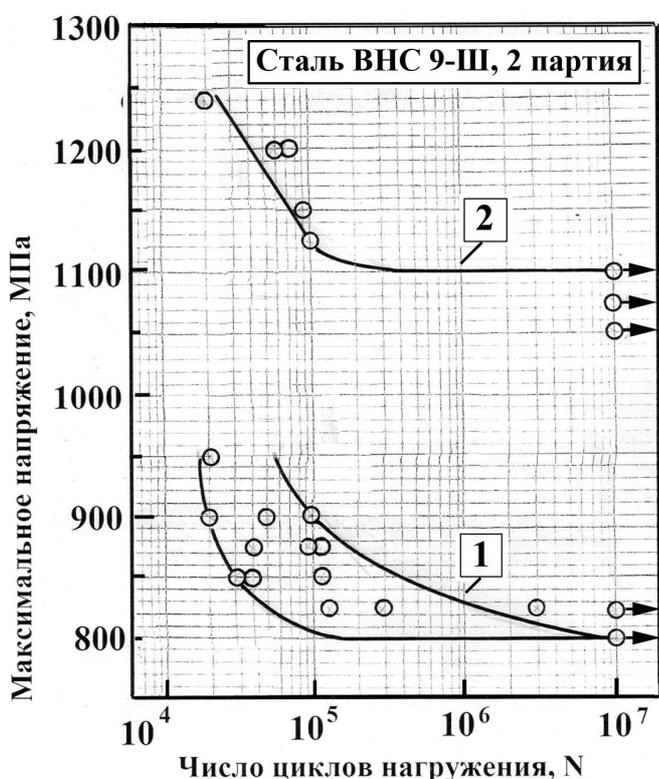


Рис. 14. Кривые усталости образцов из исходных пластин стали ВНС 9 – Ш: кривая 1 – партия 2, $\sigma_{\min} = 100$ МПа; кривая 2 – партия 2, $\sigma_{\min} = 500$ МПа.

и типичных вязких усталостных бороздок (рис. 15, а). Во втором случае ($\sigma_{\min} = 500$ МПа) при меньшем размахе амплитуды напряжения наблюдается менее развитый квазивязкий характер поверхности разрушения, хотя основные признаки, свидетельствующие об усталостном характере разрушения, присутствуют: наблюдаются гребенчатый и бороздчатый рельеф (рис. 15, б).

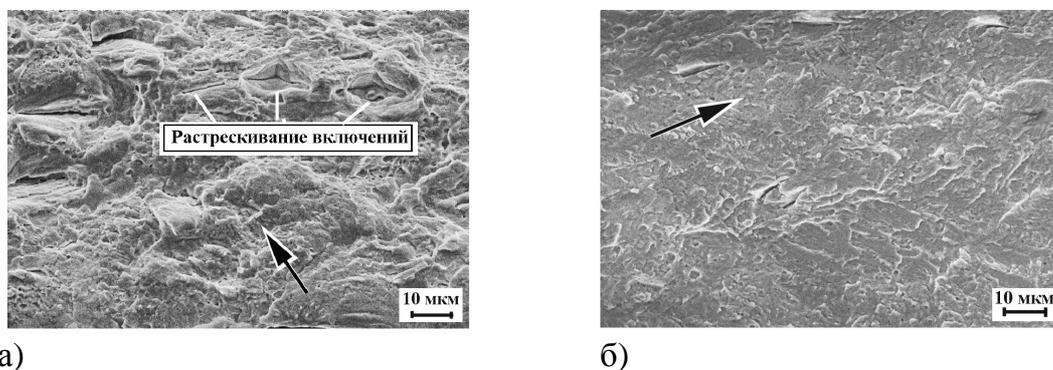


Рис. 15. Фрактография усталостного разрушения образцов из стали ВНС 9-Ш партии 2 исходного материала: а – $\sigma_{\min} = 100$ МПа, $\sigma_{\max} = 875$ МПа, $N = 10^5$ циклов; б – $\sigma_{\min} = 500$ МПа, $\sigma_{\max} = 1125$ МПа, $N = 10^5$ циклов.

Исследования экспериментальной высоколегированной трип-стали.

Проведены также исследования близкой по составу стали ВНС9-Ш экспериментальной высоколегированной тонколистовой трип - стали 23X15H5CM3Г (табл. 2) различной толщины – 0,3 мм (серии 1 и 2) и 0,8 мм (серия 3). В исходном состоянии (после холодной прокатки) в образцах серии 1 и 2 сформировалась структура с вытянутыми вдоль прокатки зернами аустенитной γ - фазы протяженностью до 100 мкм и темными участками мартенсита деформации α' . Сталь серий 1 и 2 (толщина 0,3 мм) имела очень сильную текстуру по плоскости (220) аустенита и по плоскости (211) мартенсита, а сталь серии 3 (толщина 0,8 мм) практически не имела текстуры.

В результате испытаний были получены следующие механические свойства исследованных образцов (табл. 3). Из таблицы 3 видно, что образцы серий 1 и 2 имеют сопоставимый предел прочности, а образцы серии 3 (толщиной 0,8 мм) с меньшей объемной долей мартенсита показывают более низкие значения прочностных характеристик (предела прочности и предела текучести), но значительно более высокое значение относительного удлинения по сравнению с образцами других серий.

Таблица 2. Химический состав тонколистовой стали 23X15H5CM3Г.

Серия	Фазовый состав, % γ -Fe/ α -Fe	Содержание элементов, вес. %								
		C	Si	Mn	Ni	S	Cr	Mo	Ti	Al
толщина ленты 0,3 мм										
Серия 1	39/61	0,214	0,572	0,493	5,590	0,004	10,80	2,08	0,015	0,007
Серия 2	33/67	0,25	0,519	0,397	5,520	0,005	10,00	1,82	0,014	0,010
толщина ленты 0,8 мм										
Серия 3	90,1/9,9	0,20	0,425	0,398	5,770	0,001	14,30	2,60	0,012	0,004

Таблица 3. Механические свойства образцов из тонколистовой стали 23Х15Н5СМ3Г.

Серия	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	δ , %	HV ₅₀	σ_R , МПа
Серия 1	1750	894	21,6	484	750-800
Серия 2*	1687	1400 (1600)	29,1	468	750
Серия 3	1298	332	75,5	190	470

* Механические свойства при статическом растяжении определяли на образце, который простоял 10^7 циклов при $\sigma_{max} = 740$ МПа.

В результате испытаний были получены следующие механические свойства исследованных образцов (табл. 3). Из таблицы 3 видно, что образцы серий 1 и 2 имеют сопоставимый предел прочности, а образцы серии 3 (толщиной 0,8 мм) с меньшей объемной долей мартенсита показывают более низкие значения прочностных характеристик (предела прочности и предела текучести), но значительно более высокое значение относительного удлинения по сравнению с образцами других серий.

Более прочная сталь серий 1 и 2 характеризуется и более высокой циклической прочностью (рис. 16). Предел выносливости на базе 10^7 циклов и при минимальном напряжении цикла $\sigma_{min} = 100$ МПа у стали обеих серий практически одинаков:

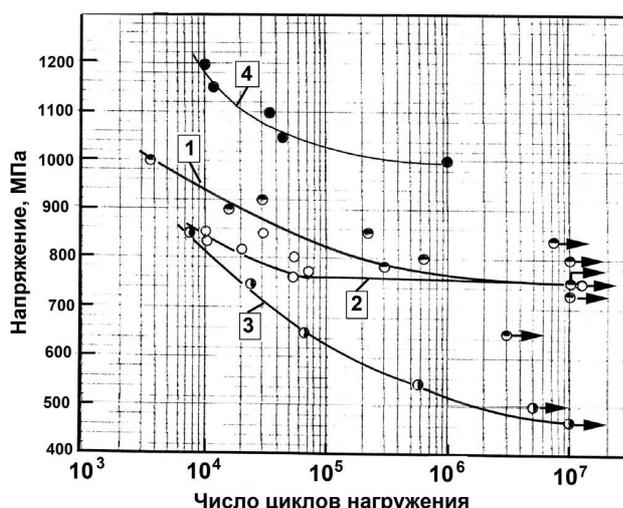


Рис. 16. Кривые усталости 23Х15Н5СМ3Г стали:

1 – серии 1 – 3, испытанные при $\sigma_{min} = 100$ МПа; 4 – серия 2 - $\sigma_{min} = 500$ МПа.

$\sigma_R = 750 - 800$ МПа (отношение $\sigma_R/\sigma_B = 0,43$), при этом у стали серии 1 ограниченная долговечность выше (рис. 16, кривые 1 и 2). Повышение минимального напряжения цикла до 500 МПа привело к существенному повышению долговечности на базе испытания 10^6 циклов (рис. 16, кривая 4). Для стали серии 3 предел выносливости составил $\sigma_R = 470$ МПа (отношение $\sigma_R/\sigma_B = 0,36$) (рис. 4.16, кривая 3). Таким образом, уровень предела выносливости у экспериментальной стали 23Х15Н5СМ3Г такой же, как и промышленной стали ВНС9-Ш, однако разброс данных по долговечности меньше у стали 23Х15Н5СМ3Г.

Механизм распространения усталостной трещины в стали марки 23Х15Н5СМ3Г в основном квазивязкий и вязкий с явными признаками усталостного разрушения (рис. 17). На поверхности усталостного разрушения образцов серий 1 и 2 наблюдается довольно плоский рельеф с характерными квазивязкими усталостными бороздками, наличие которых отражает прерывистый рост усталостной трещины, между некоторыми бороздками в мартенситной фазе наблюдается вторичное растрескивание. У образцов серии 3 зона стабильного усталостного разрушения

связана с вязким бороздчатым рельефом, который расположен между гребенчатыми образованиями. Статический долом во всех исследованных сериях образцов был связан с типичным вязким ямочным рельефом.

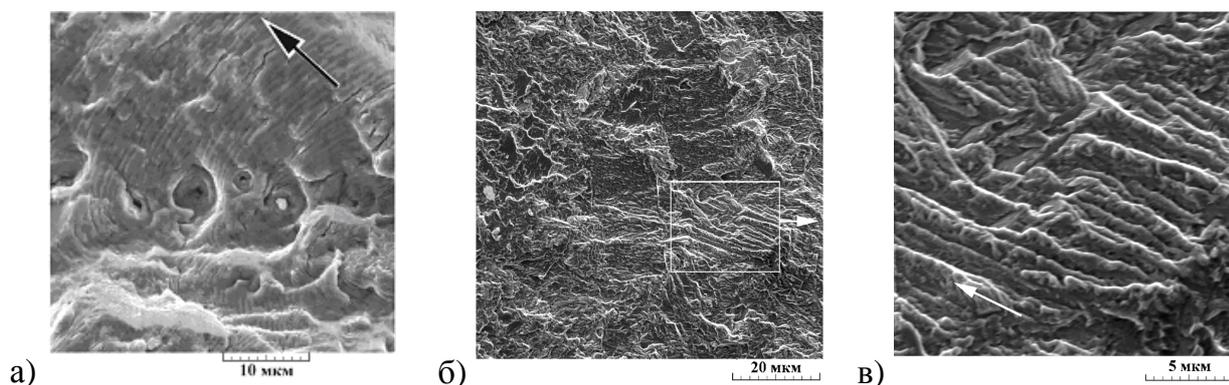


Рис. 17. Фрактография усталостного разрушения образцов из трип – стали: а – серии 2, $\sigma_{\max} = 850$ МПа, $N = 2,2 \cdot 10^5$ циклов; б, в – серии 3, $\sigma_{\max} = 650$ МПа, $N = 6,5 \cdot 10^4$ циклов.

Таким образом, были получены новые экспериментальные данные статических и циклических механических характеристик аустенитно – мартенситной холоднокатаной тонколистовой трип – стали марки ВНС 9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш), использующейся для изготовления торсионов несущих винтов вертолетов, а также экспериментальных плавок стали 23Х15Н5СМ3Г. Изучена кинетика мартенситного превращения в стали ВНС 9-Ш в процессе циклического деформирования. Впервые изучена статическая и усталостная прочность материала, вырезанного из отслуживших свой эксплуатационный срок торсионов. Исследовано также влияние асимметрии цикла нагружения на усталостную прочность трип – стали ВНС 9-Ш. Изучены механизмы усталостного разрушения материала торсионов.

Глава 5. Сравнение статической и циклической прочности низколегированной многофазной стали TRIP 700 (системы Fe – Mn – Si - Al) и двухфазной феррито – мартенситной стали DP 600, являющихся перспективными материалами для автомобилестроения

С целью получения экспериментальных данных по статической и циклической прочности перспективных материалов для автомобилестроения исследовались образцы из холоднокатаного тонколистового проката двухфазной стали DP 600 (толщина листа – 1,0 мм) и трип – стали TRIP 700 (толщина листа – 1,2 мм). Химический состав исследованных сталей представлен в таблице 4. Часть образцов из стали DP 600 подвергали предварительной деформации на 2% и 10 % и последующему старению при 170 °С в течение 20 мин. Структура исследованных сталей в состоянии поставки состояла из феррита (~ 80%) и мартенсита (~20%) в DP 600 и из феррита (~ 50%), бейнита (~36%) и остаточного аустенита (~14%) в TRIP 700 (рис. 18).

Таблица 4. Химический состав сталей марок DP 600 и TRIP 700, % (масс.).

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	N	P	S
DP600	0,078	1,64	0,26	0,44	0,127	0,029	0,053	0,047	0,007	0,010	0,006
TRIP700	0,177	1,54	0,32	0,02	-	0,03	0,02	1,35	н.д.	0,075	0,007

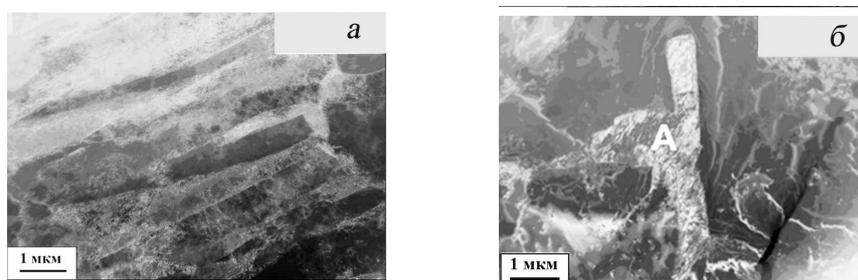


Рис. 18. Тонкая структура стали TRIP700: а – бейнит, б – остаточный аустенит (А).

Обе стали имели сопоставимый условный предел текучести, однако предел прочности и относительное удлинение у стали TRIP 700 выше (табл. 5). Такое различие в механических свойствах при статических испытаниях обусловило различный уровень циклической прочности сталей. Так, предел выносливости σ_R стали TRIP 700 составил 530 МПа, а стали DP 600 — 480 МПа, что выше условного предела текучести этих сталей. Величина отношения σ_R/σ_B , которое характеризует сопротивление усталостному разрушению, больше у стали DP 600 (см. табл. 5), хотя и у стали TRIP 700 она достаточно высока, так как для конструкционных сталей средней прочности это отношение составляет $\sim 0,5$. Ограниченная долговечность при сопоставимых уровнях напряжений выше у стали TRIP 700.

Таблица 5. Механические свойства двухфазной стали DP 600 и трип – стали TRIP 700.

Сталь	Толщина, мм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	$\delta, \%$ ($\delta_4, \%$)	σ_R , МПа	σ_R/σ_B
TRIP700	1,2	789	465	0,59	36,2	530	0,67
DP 600	1,0	640	450	0,7	31,0	480	0,75

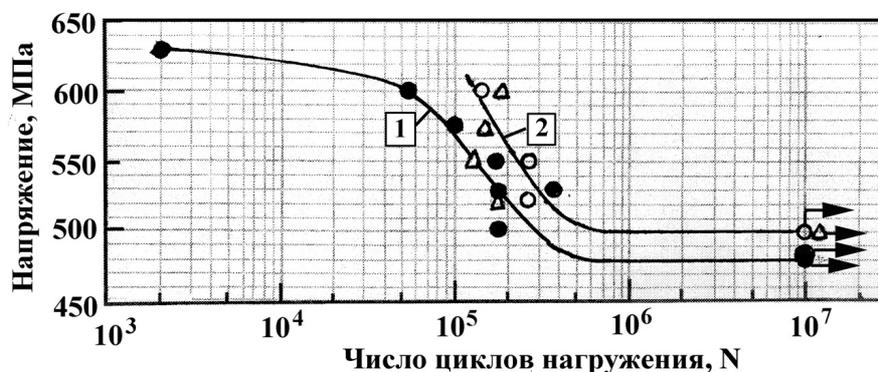


Рис. 19. Кривые усталости двухфазной стали DP 600 в состоянии поставки (1) и после предварительной деформации и старения (2): ● – состояние поставки; ○ – предварительная деформация 10% и старение; Δ - предварительная деформация 2 % и старение.

На рис. 19 представлены данные по влиянию предварительной деформации и старения на характеристики усталостной прочности стали DP 600. Предварительная деформация на 10% и последующее старение повышают долговечность и предел выносливости по сравнению с состоянием поставки. Меньший эффект наблюдается в случае предварительной деформации на 2%.

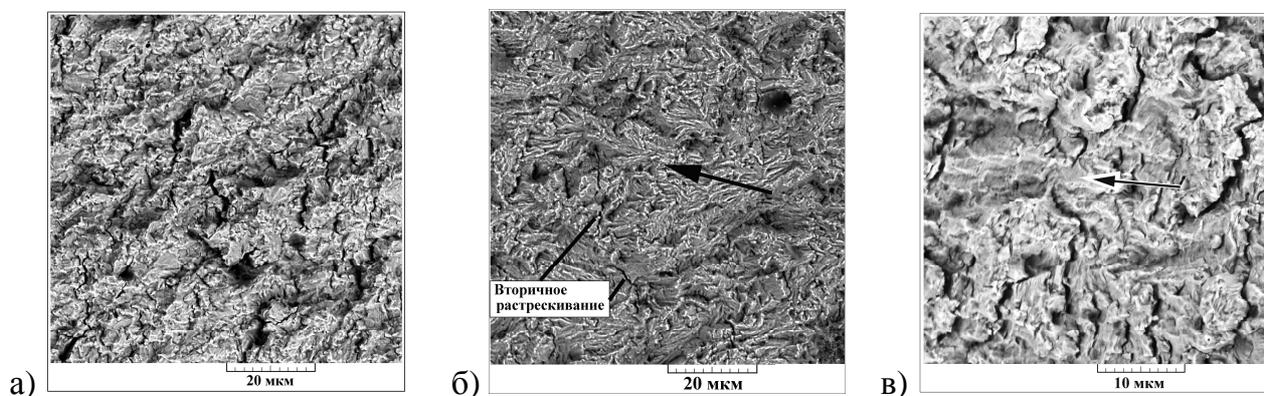


Рис. 20. Фрактография усталостного разрушения образцов: а – TRIP 700 при $\sigma = 540$ МПа; б – DP 600 в исходном состоянии стали при $\sigma = 500$ МПа; в – DP 600 после предварительной деформации на 10% и старения при $\sigma = 523$ МПа.

Фрактографические исследования поверхностей усталостных изломов (рис. 20) показали, что у тонколистовых сталей TRIP 700 и DP 600 в состоянии поставки на стадии стабильного распространения усталостной трещины наблюдается вязкий характер роста усталостной трещины без присутствия макробоздчатости, которая характерна для усталостного разрушения низкоуглеродистых сталей. На стадии ускоренного распространения усталостной трещины на поверхности разрушения в обоих случаях наблюдается вторичное микрорастрескивание, а на стадии статического долома – вязкое ямочное разрушение. После предварительной деформации на 10% и старения при $170\text{ }^{\circ}\text{C}$ поверхность усталостного разрушения стали DP 600 становится менее вязкой.

Таким образом, установлено, что при примерно равных значениях условного предела текучести, характеристики циклической прочности (долговечность до разрушения и уровень предела выносливости) стали TRIP 700 выше, чем у двухфазной стали DP 600 за счет более высоких значений предела прочности и относительного удлинения, а также за счет проявления трип - эффекта у стали TRIP 700.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Проведен анализ данных по характеристикам статической и усталостной прочности высоколегированных аустенитно – мартенситных трип – сталей (предел прочности до 2000 МПа) и низколегированных многофазных трип – сталей (предел прочности до 1000 МПа), показавший необходимость и актуальность постановки дальнейших исследований в области изучения взаимосвязи статических и усталостных механических свойств трип – сталей.

2. С использованием методов акустической эмиссии и рентгеноструктурного анализа изучена стадийность процессов деформации и особенности кинетики образования мартенсита деформации в закаленной высоколегированной трип - стали 23X15H5CM3Г в процессе статического растяжения. Определена *пороговая степень* пластической деформации равная $\sim 13\%$, при которой начинает происходить интенсивное образование мартенсита деформации при статическом растяжении.
3. Предварительная пластическая деформация в условиях статического растяжения закаленной трип - стали 23X15H5CM3Г и последующий отпуск при температурах $400 - 650^{\circ}\text{C}$ повышают прочность и пластичность за счет трип – эффекта и процессов старения – предел прочности возрастает с 700 МПа до 1205 МПа и относительное удлинение с 24,3 до 52,0 %. При деформации на 18% и последующем отпуске при 550°C наблюдается максимальное повышение механических свойств. Предел выносливости σ_R повышается с 500 МПа до 600 МПа.
4. Получены новые экспериментальные данные статических и циклических механических характеристик аустенитно – мартенситной холоднокатаной тонколистовой трип – стали марки ВНС 9-Ш, используемой для изготовления торсионов несущих винтов вертолетов, а также экспериментальных плавок трип – стали 23X15H5CM3Г. Изучена остаточная прочность материала торсионов, отслуживших свой эксплуатационный срок. Показано, что σ_R материала торсионов после эксплуатации снижается от 800 МПа (исходное состояние) до 720 – 750 МПа. Исследовано также влияние асимметрии цикла нагружения на усталостную прочность трип – стали ВНС 9-Ш. Изучены механизмы усталостного разрушения материала торсионов.
5. С использованием рентгеноструктурного анализа исследованы особенности изменения количества мартенсита деформации в трип – стали ВНС 9-Ш в процессе циклического деформирования в интервале максимальных циклических напряжений от 800 МПа до 900 МПа. Получена сложная зависимость изменения фазового состава этой стали от уровня приложенных напряжений, связанная с тем, что долговечность материала до разрушения включает в себя стадии зарождения и распространения усталостной трещины. Во всем диапазоне исследованных циклических напряжений наблюдается дополнительное образование мартенсита деформации.
6. Изучены статические и циклические характеристики механических свойств перспективных для автомобилестроения материалов – низколегированной многофазной трип – стали TRIP 700 и низколегированной двухфазной ферритно – мартенситной стали DP 600. Установлено, что при практически равных значениях предела текучести (465 МПа и 450 МПа соответственно), характеристики циклической прочности (долговечность до разрушения и уровень σ_R) стали TRIP 700 выше, чем у двухфазной стали DP 600 (σ_R 530 МПа и 480 МПа

соответственно) за счет более высоких значений предела прочности и относительного удлинения у стали TRIP 700.

7. С использованием растровой электронной микроскопии изучены особенности механизмов статического и усталостного разрушения высоколегированных и низколегированных трип – сталей.
8. Полученные результаты по исследованию статической и циклической прочности аустенитно – мартенситной холоднокатаной тонколистовой трип – стали марки ВНС 9-Ш, из которой изготавливаются торсионы несущих винтов вертолетов, были использованы ОКБ «Камов» при уточнении методики оценки остаточного ресурса торсионов.

Основные публикации по теме диссертации

Список публикаций в ведущих рецензируемых журналах

1. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Сопротивление усталости высокопластичных TRIP- и TWIP-сталей (обзор) // Деформация и разрушение материалов, 2012, № 2, С. 2-8.
2. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталостная прочность высоколегированных коррозионно-стойких трип - сталей (обзор) // Деформация и разрушение материалов, 2012, № 5, С. 2-11.
3. Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Панкова М.Н., Филиппов Г.А. Особенности разрушения высоколегированных трип-сталей при статическом и циклическом деформировании. I. Закаленные трип-стали системы Fe-Ni-Cr // Деформация и разрушение материалов, 2012, № 8, С. 21-26.
4. Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Панкова М.Н., Филиппов Г.А. Особенности разрушения высоколегированных трип-сталей при статическом и циклическом деформировании. II. Закаленные трип-стали системы Fe-Ni-Cr после пластической деформации и отпуска // Деформация и разрушение материалов, 2012, № 9, С. 13-18.
5. Терентьев В.Ф., Ящук С.В., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Недбайло А.Б., Бакланова О.Н., Родионова И.Г. Характеристики усталости автолистовых сталей // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 2, С. 42-47.
6. Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Панкова М.Н., Филиппов Г.А. Циклическая выносливость высокопрочной коррозионно-стойкой тонколистовой трип - стали // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 3, С. 22-28.
7. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В., Кораблева С.А., Ашмарин А.А. Исследование усталостных свойств материала торсионов несущих винтов вертолетов до и после эксплуатации // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 5, С. 18-24.
8. Терентьев В.Ф., Бецоффен С.Я., Кораблева С.А., Слизов А.К., Ашмарин А.А. Анализ структурных изменений трип - стали ВНС 9-Ш при циклическом деформировании // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 6, С. 16-20.

9. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А., Кораблева С.А., Рощупкин В.В. Исследование особенностей пластической деформации трип – стали с использованием методов акустической эмиссии и рентгеноструктурного анализа // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 12 – С. 19-24.

Список публикаций в журналах и сборниках статей и тезисов конференций

10. Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Панкова М.Н., Филиппов Г.А. Статическая и усталостная прочность трип-стали системы С-Ni-Cr // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении, 2012, № 1, С. 8-14.

11. Кораблева С.А. Влияние циклического деформирования на структурные изменения и мартенситное превращение в аустенитных и высокопрочных сталях // Материалы докладов VII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико - химия и технология неорганических материалов», Москва, Россия, 2010, С. 33-34.

12. Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Филиппов Г.А. Механические свойства трип - стали после различной механико-термической обработки // Материалы научно-технического семинара «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», Москва, Россия, 2011, С. 113.

13. Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Филиппов Г.А. Циклическая прочность тонколистовой трип - стали 23Х15Н5СМ3Г // Материалы научно-технического семинара «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», Москва, Россия, 2011, С. 114.

14. Кораблева С.А., Терентьев В.Ф. Влияние предварительной деформации и старения на механические свойства высоколегированной трип - стали // Материалы докладов Научной сессии НИЯУ МИФИ-2012, Москва, Россия, 2012, Т.1, С. 145.

15. Кораблева С.А. Усталостная прочность трип - стали 23Х15Н5СМ3Г // Материалы докладов VIII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», Москва, Россия, 2011, С. 70.

16. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Филиппов Г.А. Усталостная прочность тонколистовой трип-стали // Материалы IV Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», Москва, Россия, 2011, С. 392.

17. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Циклическая прочность сталей с трип – эффектом // Материалы IV Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», Москва, Россия, 2011, С. 394.

18. Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Филиппов Г.А., Панкова М.Н. Циклическая прочность трип-стали после предварительной деформации и старения // Материалы VI Евразийской научно-

практической конференции «Прочность неоднородных структур», Москва, Россия, 2012, С. 21.

19. Terentjev V.F., Alekseeva L.E., Korableva S.A., Prosvirnin D.V. Static and fatigue strength of high-alloy trip - steel after mechanical and heat treatment // XVI International colloquium mechanical fatigue of metals, Brno/Czech Republic, 2012, PP. 41-47.

20. Терентьев В.Ф., Ящук С.В., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Недбайло А.Б., Родионова И.Г. Сравнение циклической прочности двухфазной стали и низколегированной трип-стали // Сборник материалов III Всероссийской молодежной конференции с элементами научной школы, Москва, Россия, 2012, С. 563.

21. Терентьев В.Ф., Ящук С.В., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Недбайло А.Б., Бакланова О.Н., Родионова И.Г. Сравнение циклической прочности низколегированной трип-стали и двухфазной стали // Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов». Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2012, С. 70-78.

22. Кораблева С.А. Циклическая прочность низколегированной трип-стали // Материалы докладов IX Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико - химия и технология неорганических материалов», Москва, Россия, 2012. – С. 55-56.

23. Терентьев В.Ф., Бецоффен С.Я., Кораблева С.А., Слизов А.К., Ашмарин А.А. Изменение фазового состава при циклическом деформировании трип-стали // Материалы Международной научно-технической конференции «Усталость и термоусталость материалов и элементов конструкций», 28-31 мая 2013 г., Киев, Украина. – С. 293 - 295.