

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
**«БЕЛГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**
(Н И У « Б е л Г У »)

ИНСТИТУТ ИНЖЕНЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК
КАФЕДРА МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

**ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА
МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ
ТИПОВ 316L И S700MC, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ СОЗДАНИЯ
БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА**

Выпускная квалификационная работа
обучающегося по направлению подготовки 22.04.01 Материаловедение и
технологии материалов
очной формы обучения, группы 07001639
Долженко Анастасии Сергеевны

Научный руководитель
профессор
д.ф.-м.н. Беляков А.Н.

БЕЛГОРОД 2018

Оглавление

Введение	4
Глава 1 Обзор литературы	6
1.1 Аустенитные коррозионностойкие стали	6
1.1.1 Общие характеристики	6
1.1.2 Деформационно-термическая обработка	8
1.1.3 Динамический возврат и динамическая рекристаллизация	10
1.2 Высокопрочные низкоуглеродистые стали.....	15
1.2.1 Общие характеристики	15
1.2.2 Деформационно-термическая обработка	25
1.2.3 Ударная вязкость. Основные виды разрушения.....	27
1.3 Слоистые конструкционные металлические материалы и способы их получения	35
1.4 Постановка задач исследования.....	40
Глава 2 Материал и методики исследования.....	41
2.1 Материал исследования	41
2.2 Продольная прокатка аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L.....	42
2.3 Деформационно-термическая обработка высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC	43
2.3.1 Аусформинг	43
2.3.2 Темпформинг	43
2.4 Электрошлаковая наплавка и прокатка биметаллической заготовки	44
2.5 Методика проведения испытания стали на растяжение для определения механических свойств при комнатной температуре	47
2.6 Методика проведения испытания стали на ударный изгиб при комнатной и пониженных температурах	48
2.7 Методика определения микротвердости по Виккерсу	52
2.8 Методика проведения микроструктурных исследований	53
2.9 Методика определения разориентировки границ зерен методом EBSD-анализа.....	57
2.10 Техника безопасности	58
Глава 3 Результаты исследований и их обсуждение.....	63
3.1 Металлографические исследования	63
3.1.1 Микроструктура аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L.....	63

3.1.2 Микроструктура высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC	66
3.2 Механические свойства исследуемых сталей.....	69
3.2.1 Влияние температуры прокатки на механические свойства коррозионностойкой аустенитной стали типа 316L	69
3.2.2 Влияние аусформинга и темпформинга на механические свойства высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC.....	71
3.2.3 Влияние аусформинга и темпформинга на ударную вязкость высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC	73
3.3 Фрактографические исследования изломов высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC после испытаний на ударную вязкость	77
3.4 Исследования биметаллического материала	83
3.4.1 Структура биметаллического материала	83
3.4.2 Исследование микротвердости биметаллического материала.....	85
3.4.3 Ударная вязкость биметаллического материала	86
3.5 Анализ экономической целесообразности проведения работ.....	87
Выводы.....	93
Список литературы	95

Введение

К цистернам нового поколения, перевозящим продукты нефтехимии и пищевые продукты, предъявляются требования по уменьшению веса их котлов и высоким значениям коррозионной стойкости. Совершенствование конструкций цистерн идет по пути уменьшения их веса. В настоящее время основной выигрыш в весе цистерн может дать уменьшение веса ее котла за счет снижения толщины стенок, но для этого необходимо повысить прочность сталей, из которых изготавливаются котлы цистерн. Решение данной задачи требует применения свариваемых сталей с пределом прочности близким к 1000 МПа. С другой стороны, к котлам цистерн нового поколения предъявляются требования по коррозионной стойкости, что важно для транспортировки продуктов нефтехимии, а также пищевых продуктов. Для того чтобы обеспечить необходимую коррозионную стойкость конструкции, применяют нержавеющие стали, имеющие низкий предел текучести. Разрешить противоречие между прочностными и коррозионными свойствами сталей позволяет применение биметалла, в котором основной слой должен обладать высокой прочностью, а поверхностный слой будет представлять собой лист из нержавеющей стали. Таким образом, необходима разработка новой технологии изготовления биметаллических листов, обладающих высокими прочностными свойствами.

Существует ряд способов получения слоистых металлических материалов, которые не исключают, а взаимно дополняют друг друга. К таким способам относятся: обработка давлением (прокатка, осадка, прессование, волочение), сварка взрывом, литье, пайка, нанесение порошковых покрытий, наплавка и т.д.[1].

Сравнительный анализ известных способов получения биметаллов показывает, что наилучшее сочетание качества соединения слоев, коррозионной стойкости и других характеристик можно получить при использовании метода широкослойной электрошлаковой наплавки (ЭШН)

[2], например, коррозионностойкого слоя на основу из конструкционной стали. Высокую прочность соединения слоев при ЭШН создает соединение в жидком состоянии, когда наплавляемая сталь перемешивается с частично оплавившимся металлом основного слоя. При этом формирующийся наплавленный слой подвергается электрошлаковому переплаву, обеспечивающему высокую чистоту по примесям (сере, кислороду, неметаллическим включениям). Способ ЭШН при соответствующей отработке технологии может обеспечивать оптимальные химический состав, структуру и свойства каждого из слоев и переходной зоны и стать основой производства качественно новых коррозионностойких биметаллов.

Применение слоистых металлических композиций позволяет повысить надежность и долговечность большого класса деталей и оборудования и способствует разработке более совершенных конструктивных решений при создании современного оборудования, машин, приборов, аппаратов для предприятий химической, нефтяной, сельскохозяйственной, транспортной, энергетической и других отраслей машиностроения.

Глава 1 Обзор литературы

1.1 Аустенитные коррозионностойкие стали

1.1.1 Общие характеристики

Аустенитные нержавеющие стали являются одним из наиболее часто используемых конструкционных материалов [3]. Такое широкое распространение в различных отраслях промышленности связано с благоприятной комбинацией их свойств, таких как: пластичность, ударная вязкость, свариваемость и коррозионная стойкость.

Структура коррозионностойких сталей зависит от содержания углерода, хрома и никеля. Сталь с содержанием углерода 0,1% в результате медленного охлаждения приобретает структуру аустенита с небольшим количеством феррита и карбидов. Такая многофазная структура не обеспечивает хорошей пластичности и достаточной коррозионной стойкости. Оптимального сочетания свойств можно получить закалкой стали из однофазной аустенитной области. Быстрое охлаждение в воде фиксирует структуру, которая сформировалась при нагреве [4].

Закалочное аустенитное состояние, при котором весь хром находится в твердом растворе, обеспечивает стали максимальную коррозионностойкость в агрессивных средах. Такая структура придает сталям наилучшую пластичность, что позволяет подвергать их холодной пластической деформации, в процессе которой они хорошо наклепываются и упрочняются.

При нагреве закаленной стали аустенит распадается с выделением по границам мелкодисперсных карбидов хрома, в результате чего границы обедняются хромом. При полном обеднении границы становятся анодами. Коррозионное разрушение приобретает межкристаллитный характер. Риск межкристаллитной коррозии в аустенитных сталях появляется после нагрева

при определенных температурах и выдержках в процессе обработки или в условиях эксплуатации [4].

Способы борьбы проявлением межкристаллитной коррозии направлены на предотвращение выделений хрома из аустенита. С этой целью уменьшают количество углерода в стали или вводят более сильный карбидообразующий элемент, который собирает весь углерод в карбид, а хром остается в твердом растворе. К таким элементам относят титан, который должен более чем в 5 раз превышать содержание углерода, а также ниобий [4].

Введение меди в коррозионностойкую сталь аустенитного класса позволяет повысить температуру их эксплуатации на 80-100 °С [5, 6]. Легирование стали медью позволяет получить значительный прирост длительной прочности и предела ползучести нержавеющей сталей при сохранении хорошей обрабатываемости и свариваемости. В то же время установлено [7, 8], что в исходной структуре термообработанной стали какие либо выделения меди отсутствуют [9].

Азот, растворимость которого в аустените при нормальной температуре достигает 1 %, повышает его прочность при комнатной и повышенных температурах.

Никель, в свою очередь, входит в твердый раствор с железом и упрочняет его, повышает ударную вязкость и прокаливаемость, значительно увеличивает сопротивление коррозии, тем самым расширяя область применения стали.

Для повышения качества сталей примеси, такие как марганец и кремний, находятся в заданном количестве. При содержании марганца от 0,9 % прочность аустенитной стали повышается практически без снижения ее пластичности. Кремний, содержание которого в обычных сталях не превышает 0,35 %, не оказывает заметного влияния на свойства стали. А фосфор, в свою очередь, относится к нежелательным загрязняющим примесям. Фосфор делает сталь хрупкой (хладноломкой).

Основным недостатком аустенитных коррозионностойких сталей является низкий предел текучести, который существенно сужает сферу их применения. Существует несколько способов повышения прочностных свойств конструкционных сталей. Один способ основан на дисперсионном упрочнении за счет равномерного выделения дисперсных упрочняющих частиц в структуре стали в процессе термической обработки. Также увеличение прочности в аустенитных сталях может быть достигнуто в результате структурного упрочнения, заключающегося в зернограницном и субструктурном (дислокационном) упрочнении. Однако наиболее эффективным способом измельчения зерен в аустенитных коррозионностойких сталях является применение горячей/теплой деформационной обработки, которая сопровождается развитием динамической рекристаллизации.

1.1.2 Деформационно-термическая обработка

Эффективным способом измельчения зерен в аустенитных коррозионностойких сталях является горячая/теплая деформационная обработка, сопровождающаяся развитием динамической рекристаллизации. Формирующаяся микроструктура при динамической рекристаллизации определяется условиями обработки. Размер динамически рекристаллизованных зерен уменьшается с уменьшением температуры деформации и/или увеличением скорости деформации.

Прокатка металлов – способ обработки металлов и металлических сплавов давлением, состоящий в обжатии их между вращающимися валками прокатных станов. Валки, как правило, имеют форму цилиндров, гладких или с нарезанными на них ручьями (углублениями), которые при совмещении двух валков образуют калибры. Благодаря непрерывности рабочего процесса, прокатка является наиболее производительным методом придания изделиям требуемой формы. При прокатке металл, как правило, подвергается

существенной пластической деформации сжатия, в связи с чем разрушается его первичная литая структура и вместо неё образуется мелкозернистая структура, что гарантирует повышение качества металла. Таким образом, прокатка служит не только для придания определенной формы обрабатываемого металла, но и для улучшения его структуры и повышения механических свойств. Существует прокатка горячая, теплая и холодная [10].

В процессе горячей деформацией (с полным разупрочнением) рекристаллизация успевает произойти полностью. В результате такой деформации в металле получается полностью рекристаллизованная микроструктура с равноосными зёрнами при отсутствии каких-либо следов упрочнения.

При теплой деформации (с неполным разупрочнением) рекристаллизация протекает не полностью. При такой деформации, а также после окончания деформации в металле одновременно присутствуют микроструктуры двух разных типов: рекристаллизованная (с равноосными зёрнами) и нерекристаллизованная (с вытянутыми зёрнами). Наличие рекристаллизованных зёрен совместно с деформированными приводит к повышению неравномерности деформации, которая способствует уменьшению пластичности стали и повышению вероятности разрушения. Металл, подвергнутый теплой деформации, имеет существенные по величине остаточные напряжения, которые могут при недостаточной пластичности вызвать его разрушение. Теплая деформация может иметь место при температурах деформации, мало превышающих температуру начала рекристаллизации, причем вероятность ее возникновения увеличивается с возрастанием скорости деформации. Этот вид деформации легко возникает у сплавов с малой скоростью рекристаллизации (например, у некоторых алюминиевых и магниевых сплавов, представляющих многофазные метастабильные системы). Поэтому их деформирование производят с малыми скоростями.

При холодной деформации (с полным упрочнением) рекристаллизация и возврат подавлены, а деформированный металл имеет все признаки упрочнения. Холодная деформация проходит при температурах, меньших температуры начала возврата. Таким образом, температурно-скоростные условия оказывают немаловажное влияние на структуру деформированного металла [11].

1.1.3 Динамический возврат и динамическая рекристаллизация

Процессы возврата и рекристаллизации могут возникнуть в процессе деформации при высоких температурах. В этом случае такие явления называются динамическим возвратом и динамической рекристаллизацией, чтобы отличать их от статических процессов при отжиге, которые происходят во время термообработки после деформации. Статические и динамические процессы имеют много общего, хотя одновременная работа деформации и механизмов возврата приводит к отдельным важным различиям.

Динамический возврат и динамическая рекристаллизация развиваются во время операций металлообработки, таких, как горячая прокатка, экструзия и ковка. Они важны, потому что снижают напряжения течения материала, что позволяет легче его деформировать, а также оказывают значительное влияние на структуру, размер и форму зерен обрабатываемого металла [12].

Динамический возврат

В металлах с высокой энергией дефектов упаковки (ЭДУ), таких как алюминий, α -железо и ферритные стали, легко осуществляются механизмы переползания и поперечного скольжения, поэтому динамический возврат интенсивнее развивается при высоких температурах. На начальных стадиях деформации отмечается увеличение напряжения течения, так как происходит взаимодействие и увеличение количества дислокаций. Однако с повышением плотности дислокаций увеличивается движущая сила возврата и,

следовательно, увеличивается скорость возврата. При этом происходит формирование малоугловых границ и субзерен. При определенном напряжении скорости упрочнения и возврата достигают динамического равновесия, плотность дислокаций не меняется, а напряжения течения выходят на плато. В процессе деформации при скоростях более 1 с^{-1} теплая работа деформации не может быть удалена из образца и его температура повышается в процессе деформирования. Это может привести к снижению значений напряжения течения.

Процессы упрочнения и возврата приводят к формированию малоугловых границ и постоянной плотности свободных дислокаций в субзернах. После деформации от 0,5 до 1 формируется устойчивая субзеренная структура. Хотя плотность дислокаций и субзерна часто остаются постоянными при деформации, исходные границы зерна мигрируют незначительно и зерно продолжает менять форму при деформации. Напряжение течения в свою очередь остается постоянным, что соответствует установившейся стадии пластического течения.

Известно, что размеры ячеек и субзерен, как правило, не зависят от деформации при степени деформации больше чем 0,5, а зависят от температуры и скорости деформации. Однако разориентировки субзерен увеличиваются при деформации. Субзерна, образующиеся в процессе высокотемпературной деформации, как правило, содержат значительное количество дислокаций, которые не связаны с малоугловыми границами зерен, и плотность этих свободных дислокаций связана с напряжением течения [13].

В процессе многих операций горячей обработки, температура деформации и скорость деформации не остаются постоянными, и потому микроструктурные параметры, такие как плотность дислокаций, размер зерна, тесно связаны с условиями деформации. Селларс и Хамфрис обнаружили, что главным механизмом роста субзерен в процессе

уменьшения скорости деформации является миграция малоугловых границ [12, 14].

Прерывистая динамическая рекристаллизация

В металлах, в которых процессы возврата замедлены (с низкими или средними ЭДУ) динамическая рекристаллизация может иметь место, когда деформация достигнет определенного критического значения. Упрощенное описание явления динамической рекристаллизации состоит в следующем: новые зерна появляются на границах старого зерна, но из-за того, что материал продолжают деформировать, плотность дислокаций вновь образованного зерна увеличивается, тем самым уменьшается движущая сила, способствующая дальнейшему росту, и, таким образом, рекристаллизованные зерна перестают расти. Дополнительным условием, ограничивающим рост новых зерен, является дальнейшее зарождение зерен на мигрирующих границах. Данный тип динамической рекристаллизации, имеющей отдельные различимые стадии зарождения и роста, может быть классифицирован прерывистыми процессами. Существуют и другие механизмы, например, когда формируются зерна с большеугловыми границами при высокой температуре деформации, и которые могут считаться типами динамической рекристаллизации. Динамическая рекристаллизация связана с высокоугловыми границами. Они могут быть исходными границами зерен, границами динамически рекристаллизованных зерен или большеугловыми границами, сформированными в процессе деформации (например, связанные с деформацией или двойникованием). Выпуклые границы зерен часто наблюдаются перед началом динамической рекристаллизации, и обычно предполагается, что механизм тесно связан с миграциями деформационных границ зерен [12].

Механизм зарождения и роста динамически рекристаллизованного зерна, как считают, зависит от плотности и распределения дислокаций, размеров и формы субзерен, которые обеспечивают движущую силу для их роста. Существует ряд моделей, описывающих механизмы динамической

рекристаллизации. В основе многих моделей положена миграция границ. Некоторые модели учитывают динамический возврат. Однако в материалах с низкой ЭДУ, таких как медь, никель и коррозионностойкая сталь, возврат идет медленно и увеличение плотности дислокаций до критического значения является обязательным условием для прохождения динамической рекристаллизации.

Динамическая рекристаллизация обычно начинается на исходных границах зерен, как показано схематически на рис. 1.1 (а). Новые зерна в дальнейшем зарождаются на границах растущих зерен (рис. 1.1 (б, в)). Если есть большая разница между исходным размером зерна и размером рекристаллизованного зерна, то возможно формирование структуры типа «ожерелье», как показано на рис. 1.1 (в). В итоге материал будет полностью рекристаллизованным (рис. 1.1 (г, д)) [12].

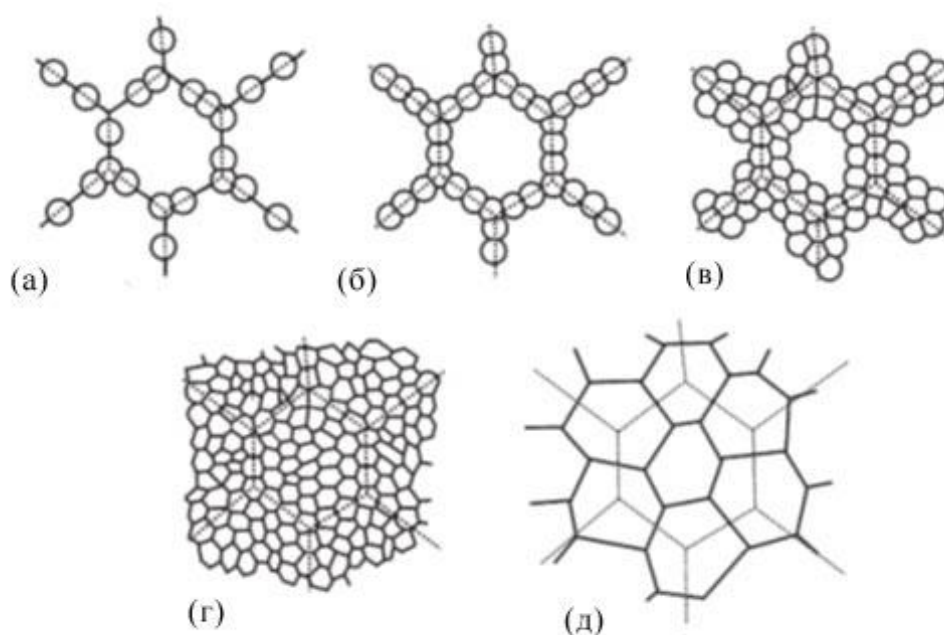


Рис. 1.1 Развитие микроструктуры в процессе динамической рекристаллизации. Пунктирные линии показывают исходные границы зерен

Непрерывная динамическая рекристаллизация

Динамическая рекристаллизация в металлах с кубической решеткой и низкой ЭДУ носит уже иной характер. В последние годы стало понятно, что при определенных условиях микроструктура зерен с высокоугловыми границами может трансформироваться в ходе деформации при высоких температурах иными способами, кроме зарождения и роста зерен на старых границах. Хотя такие процессы обычно подразделяются на общие феноменологические классификации непрерывной динамической рекристаллизации, нужно признать, что в данной категории есть несколько различных типов механизмов, которые должны быть рассмотрены отдельно.

Есть, по крайней мере, два процесса, которые могут быть классифицированы как непрерывная динамическая рекристаллизация. Первая, известная как геометрическая динамическая рекристаллизация, имеет много сходств с непрерывной рекристаллизацией, которая протекает при отжиге сплавов, претерпевших очень большие деформации. Другой процесс, обнаруживаемый в металлах и минералах, включает в себя постепенное вращение в материале рядом с высокоугловыми границами [12].

Существует мнение, что в некоторых материалах новые зерна с большеугловыми границами могут быть сформированы путем постепенного вращения субзерен, сопровождающегося небольшими миграциями границ. Эти деформационные явления не следует принимать за субзеренные вращения, которые характерны для статического отжига. Явление связано с постепенным вращением субзерен, прилегающих к уже существующей границе зерна. В центре исходного зерна субзерна плохо развиты и часто имеют очень малую разориентировку. Этот механизм был впервые обнаружен в минералах, а после был найден в различных неметаллических и металлических материалах. В геологической литературе явление называется ротационная рекристаллизация [12].

1.2 Высокопрочные низкоуглеродистые стали

1.2.1 Общие характеристики

На сегодняшний день замена углеродистых сталей на низколегированные актуальна благодаря тому, что это позволяет значительно уменьшить вес строительных конструкций, а значит, получить значительную экономию металла (до 50—80 %) и повысить надежность конструкций за счет уменьшения их склонности к хрупким разрушениям, а также решить целый ряд других задач.

Высокая прочность низколегированных сталей должна сочетаться с низкой склонностью к хрупким разрушениям. Однако одновременное повышение прочности со снижением хладноломкости является весьма сложной задачей. Решение данной задачи осуществляется несколькими путями: карбонитридным упрочнением сталей, термообработкой, контролируемой прокаткой, созданием малоперлитных и бейнитных сталей.

Карбонитридное упрочнение. Это способ воздействия на структуру и свойства сталей за счет образования упрочняющих дисперсных карбонитридных фаз, осуществляемый при легировании стали ниобием и ванадием в комплексе с повышенным содержанием азота (до 0,03 %). Основными механизмами карбонитридного упрочнения являются: дисперсионное упрочнение, измельчение среднего размера зерна стали, а также при определенной технологии — образование субзеренной структуры. В результате этого стали с карбонитридным упрочнением показывают высокие показатели прочности и обладают наименьшей температурой перехода из вязкого состояния в хрупкое.

Введение в сталь повышенного содержания азота (до 0,03 %) приводит к формированию комплексных фаз — карбонитридов: V(C, N) и Nb (C, N), а также нитридов AlN. Стали с азотом и карбидообразующими элементами обладают значительно более высокими механическими свойствами.

Стали с карбонитридным упрочнением широко применяют для изготовления наиболее ответственных сварных металлоконструкций, эксплуатируемых в обычных климатических условиях, а также в сооружениях для эксплуатации в условиях Крайнего Севера. При этом, максимальная экономия металла в сравнении с его расходом на конструкции из обычной низколегированной стали достигает 50 %.

Малоперлитные стали имеют уменьшенное содержание углерода (до 0,1 %), что приводит к уменьшению количества перлита в стали, а значит, к повышению пластичности и ударной вязкости, а также снижению порога хладноломкости и значительному улучшению свариваемости. В то же время снижение прочностных характеристик компенсируется введением в сталь карбонитридообразующих элементов. Следовательно, малоперлитные стали – стали с карбонитридным упрочнением при пониженном в них содержании углерода. Такая сталь имеет мелкозернистую структуру феррита с дисперсными карбонитридами ванадия и ниобия и небольшим количеством перлита (до 5—10 %).

Низкоуглеродистые *бейнитные стали* благодаря легированию имеют сильную устойчивость переохлажденного аустенита, что обеспечивает превращения аустенита после контролируемой прокатки с образованием продуктов промежуточного превращения — игольчатого феррита.

Дополнительно к механизмам упрочнения, характерным для сталей с карбонитридным упрочнением после контролируемой прокатки, в низкоуглеродистых бейнитных сталях наблюдается повышенная плотность дислокаций – деформационное упрочнение [15, 16].

Упрочнение феррито-перлитных сталей при легировании

Предел текучести стали определяется уравнением Холла—Петча:

$$\sigma_T = \sigma_i + K_y d^{-1/2} \quad (1.1)$$

где σ_i в ферритных сталях характеризуется напряжением трения решетки α -железа σ_0 , твердорастворным упрочнением $\Delta\sigma_{тр}$, упрочнением за счет образования перлита $\Delta\sigma_{п}$, деформационным упрочнением $\Delta\sigma_{д}$, дисперсионным упрочнением $\Delta\sigma_{д.у}$. Второе слагаемое, представляющее собой произведение $K_y d^{-1/2}$ - зернограничное упрочнение $\Delta\sigma_з$.

Влияние всех механизмов упрочнения на предел текучести исследуемой стали линейно аддитивно. Поэтому предел текучести феррито-перлитной стали можно рассматривать как сумму компонент:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_{п} + \Delta\sigma_{д} + \Delta\sigma_{д.у} + \Delta\sigma_з. \quad (1.2)$$

Доля вклада отдельных факторов упрочнения в общий предел текучести неодинакова.

Напряжение трения решетки α -железа (σ_0) определяется напряжением Пайерлса — Набарро.

$$\sigma_0 = 2G * 10^{-4} \quad (1.3)$$

Значение напряжения Пайерлса — Набарро для железа теоретически равно 17 МПа, однако экспериментально полученные для железа значения составляют $\sigma_0 = 30 - 40$ МПа.

Упрочнение α -твердого раствора при легировании может быть просуммировано по уравнению (4):

$$\Delta\sigma_{тр} = \sum_{i=1}^n kiCi \quad (1.4)$$

если известны коэффициенты упрочнения феррита отдельными легирующими элементами (ki), а также их концентрация в феррите (Ci).

В феррито-перлитных сталях свойства легированного феррита значительно определяют уровень их механических свойств. Можно

считать, что такие некарбидообразующие элементы, как Si, Ni, P, полностью входят в состав феррита. Медь образует самостоятельную фазу, так как мало растворима в феррите. В феррите нормализованных сталей обычно растворено —0,01- 0,02 % (C+N). Остальное количество углерода и азота связано в цементит, а также специальные карбиды и нитриды. Из числа карбидообразующих элементов (Mn, Cr, Mo, Nb, V, Ti) практически полностью связаны в специальные карбиды Nb, V и Ti. Нитридообразующий элемент Al обычно полностью связан в нитриды и неметаллические включения. Молибден и хром входят в состав карбидной фазы и частично растворены в феррите. Относительно слабый карбидообразующий элемент марганец не образует самостоятельных карбидов в стали и полностью растворен в феррите. Следовательно, в низколегированных феррито-перлитных сталях Mn, Si, Ni и P целиком растворены в феррите, V, Nb, Ti и Al полностью входят в состав карбонитридной фазы, а Cr и Mo распределены между ферритом и карбидами. Таким образом, основными легирующими элементами, обуславливающими твердорастворное упрочнение феррито-перлитных сталей, являются Mn, Si, Ni и P.

Упрочнение за счет перлита $\Delta\sigma_{\text{п}}$ определяется содержанием перлитной фазы в структуре стали и ее дисперсностью, то есть зависит от состава стали, устойчивости переохлажденного аустенита и скорости охлаждения из аустенитного состояния. Определенные легирующие элементы (Mn, Cr, Ni, Mo и др.) повышают устойчивость переохлажденного аустенита, в результате чего при охлаждении будут образовываться более низкотемпературные продукты распада аустенита. Как правило, феррито-перлитная структура стали сохраняется, но в ней немного увеличивается количество перлитной составляющей из-за образования псевдоперлита (перлит с содержанием углерода меньше эвтектоидного). Сильные карбидообразователи (Nb, V, Ti и др.) будут повышать устойчивость аустенита, если они растворены в аустените. Тем не менее, основным элементом, влияющим на количество перлита, является углерод. Вклад перлитной составляющей в предел

текучести стали с ферритной основой учитывают путем умножения эмпирического коэффициента на процент перлита. Для низколегированных сталей справедлива формула:

$$\Delta\sigma_{\Pi} = 2,4\Pi \quad (1.5)$$

где Π — перлитная составляющая в стали, %, 2,4 - эмпирический коэффициент с размерностью — МПа/% Π .

Деформационное упрочнение $\Delta\sigma_{\delta}$ — упрочнение в результате повышения плотности дислокаций:

$$\Delta\sigma_{\delta} = \alpha m G b \rho^{1/2} \quad (1.6)$$

где α — коэффициент, зависящий от характера взаимодействия дислокаций при деформационном упрочнении; m — ориентационный множитель.

Для α -железа $m=2,75$, а произведение $\alpha m \approx 0,5$; G — модуль сдвига железа ($G = 84000$ МПа); b — вектор Бюргерса железа ($b=0,25$ нм); ρ — плотность дислокаций.

Значения $\Delta\sigma_{\delta}$ становятся значительными при $\rho > 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\Delta\sigma_{\delta} > 100$ МПа), т. е. когда сталь сильно наклепана в результате закалки или холодной деформации или когда процессы рекристаллизации после горячей пластической деформации прошли не в полной мере.

Дисперсионное упрочнение $\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$, или упрочнение дисперсными частицами карбидов и нитридов в стали, описывается механизмом Орована. Согласно этой модели, дислокации при движении будут удерживаться на частицах до тех пор, пока прикладываемое напряжение не будет достаточным для того, чтобы линия дислокаций изогнулась и прошла между частицами, оставив вокруг них дислокационную петлю. Отдельные стадии этого процесса представлены на рис. 1.2.

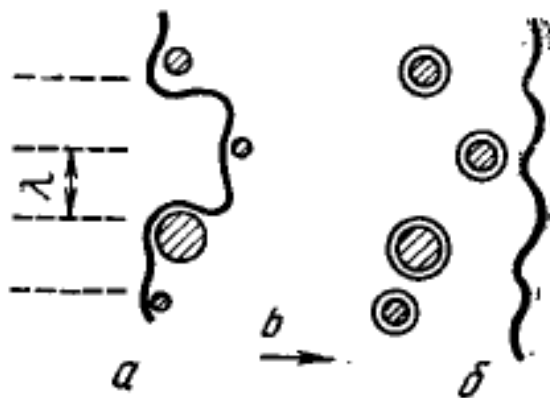


Рис. 1.2 Схема взаимодействия дислокации с дисперсными частицами по механизму Орована: а— прогиб дислокационной линии между частицами; б — дислокационные петли вокруг частиц

Упрочнение по Оравану определяется уравнением:

$$\Delta\sigma_{д.у.} = 0,85m(Gb/2\pi\lambda)\Phi\ln(\lambda/2b) \quad (1.7)$$

где m , G , b — те же параметры, что и в уравнении (1.6); λ — среднее расстояние между центрами частиц; Φ — коэффициент, характеризующий тип взаимодействующих с частицами дислокаций. Для винтовой дислокации $\Phi = 1$; для краевой $\Phi=(1-\nu)^{-1}$ (ν - коэффициент Пуассона, для стали $\nu = 0,33$), для смешанной $\Phi = \frac{1}{2}(1+1/(1 - \nu))$, для стали $\Phi=1,25$; 0,85 — статистический коэффициент.

Концентрация дисперсных частиц в стали обычно характеризуется объемной долей f , которая связана со средним диаметром частиц D и межчастичным расстоянием λ соотношением:

$$f = (\pi/6)(D/\lambda)^2 \quad (1.8)$$

Отсюда межчастичное расстояние, определяющее дисперсионное упрочнение:

$$\lambda = D(\pi/6f)^{1/2}. \quad (1.9)$$

Подстановка выражения (1.9) в (1.8) позволяет определить дисперсионное упрочнение сталей в зависимости от объемной доли и размера частиц, МПа

$$\Delta\sigma_{д.у.} = 13 \times 10^3 (f^{1/2}/D) \ln(1,5D/f^{1/2}) \quad (1.10)$$

выражено в нм, f — доля.

Зернограничное упрочнение определяется размером действительного зерна феррита d :

$$\Delta\sigma_3 = K_y d^{-1/2} \quad (1.11)$$

Для феррито-перлитных низкоуглеродистых сталей значение K_y находится в пределах 0,57—0,73 МПа* $\sqrt{м}$ (1,8- 2,3 кг/мм^{3/2}).

Размер зерна феррита зависит от размера аустенитного зерна и наличия дисперсных карбонитридов. В сталях с карбидо- и нитридообразующими элементами при переходе через критическую точку $A_{с3}$ в структуре стали имеются соответствующие карбиды и нитриды, что приводит к образованию более мелкого зерна аустенита, так как эти фазы могут оказывать зародышевое влияние при образовании новых зерен аустенита. Карбиды и нитриды тормозят рост зерна аустенита при последующем его нагреве, вплоть до температур растворения этих фаз в аустените. Нерастворенные карбиды и нитриды, а также эти же фазы, выделившиеся из аустенита перед началом $\gamma \rightarrow \alpha$ — превращения, являются зародышевыми центрами

образования новых зерен феррита. Все это приводит к тому, что в сталях с дисперсными упрочняющими фазами достигается заметное измельчение зерна феррита, а значит, дисперсионное упрочнение косвенно обуславливает дополнительное зернограничное упрочнение.

Таким образом, легирование, приводящее к дисперсионному упрочнению, будет увеличивать и зернограничное упрочнение, т. е. получение мелкозернистой и дисперсноупрочненной стали достигается одинаковым путем — получением в структуре дисперсных карбонитридных фаз ниобия, ванадия и титана.

В сталях с дисперсионным упрочнением при определенных режимах обработки (контролируемая прокатка, термомеханическая обработка) формируется субзеренная структура. Хорошо развитая субзеренная структура приводит к субструктурному упрочнению:

$$\Delta\sigma_c = k_0 l^{-1} \quad (1.12)$$

где l — размер субзерен; k_0 — коэффициент, характеризующий строение субзеренных границ (для феррито-перлитных сталей $k_0=1,5 \times 10^{-4}$ МПа*м).

При развитой субзеренной структуре зернограничное упрочнение по уравнению (1.11) не учитывается, а учитывается субструктурное упрочнение по уравнению (1.9).

Главными факторами упрочнения феррито-перлитных сталей являются твердорастворное и зернограничное упрочнение. Как правило, доля других компонентов упрочнения не превышает в сумме 20 %, т. е. они не вносят значительного вклада в предел текучести низколегированной стали. На практике наиболее рационально использовать дисперсионное упрочнение, так как карбонитридные фазы вызывают упрочнение не только вследствие собственного вклада, но и косвенного воздействия на зернограничное упрочнение вследствие измельчения зерна [15, 16].

Склонность стали к хрупким разрушениям

Увеличение предела текучести стали, как правило, провоцирует повышение склонности стали к хрупкому разрушению (повышение температуры хрупко-вязкого перехода $T_{пр}$). Тем не менее, каждый из механизмов упрочнения, повышающих предел текучести стали $\Delta\sigma_t$, оказывает различное влияние на изменение температуры ХВП (порога хладноломкости) $\Delta T_{пр}$. Известно, что все компоненты упрочнения, кроме измельчения зерна, приводят к охрупчиванию стали, т.е. росту $T_{пр}$. Каждый из механизмов упрочнения, приводящий к охрупчиванию стали, повышает $T_{пр}$ на разную величину ($+\Delta T_{пр}$). Для i -той компоненты упрочнения коэффициент охрупчивания при упрочнении:

$$n_t = \Delta T_{прi} / \Delta\sigma_{ti}. \quad (1.13)$$

Единственным механизмом упрочнения, который наряду с ростом $\Delta\sigma_t$ обеспечивает снижение $T_{пр}$ ($-\Delta T_{пр}$), является механизм зернограницного упрочнения. Это значит, что для компонент упрочнения $\Delta\sigma_{тр}$, $\Delta\sigma_{п}$, $\Delta\sigma_{д}$ и $\Delta\sigma_{д.у}$. коэффициент n имеет положительный знак, а для $\Delta\sigma_3$ — отрицательный. Численные значения коэффициента охрупчивания n для каждой компоненты упрочнения будут различны.

Для низколегированных сталей на основании экспериментов и статистической обработки результатов многочисленных исследований были установлены сравнительные значения коэффициента охрупчивания. Эти значения можно изобразить графически в виде удельных векторов охрупчивания (рис. 1.3). На каждый 1 МПа прироста $\Delta\sigma_t$ указано изменение $\Delta T_{пр}$, в градусах. Числа у каждого вектора представляют собой численные значения n в $^{\circ}\text{C}/\text{МПа}$.

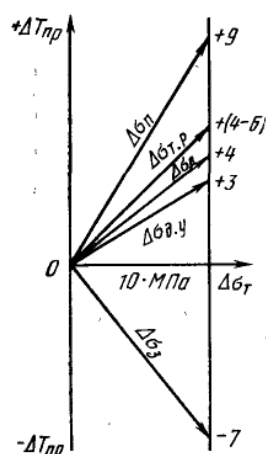


Рис. 1.3 Удельные векторы охрупчивания при разных механизмах упрочнения (М. И. Гольдштейн)

По аналогии с уравнением (1.2) можно оценить относительный вклад различных механизмов упрочнения в изменение температуры перехода:

$$T_{\text{пр}} = T_0 + \Delta T_{\text{тр}} + \Delta T_{\text{п}} + \Delta T_{\text{д}} + \Delta T_{\text{д.у.}} + \Delta T_{\text{з}} \quad (1.14)$$

где T_0 — температура перехода, определенная без учета влияния компонент упрочнения.

Из выражения (1.13) $\Delta T_{\text{пр}i} = n_i \Delta \sigma_{\text{т}i}$, а с учетом численных значений коэффициента n (рис. 1.2) уравнение (1.14) для феррито-перлитных сталей примет вид

$$T_{\text{пр}} = T_0 + (0,4 - 0,6)\Delta \sigma_{\text{тр}} + 0,9\Delta \sigma_{\text{п}} + 0,4\Delta \sigma_{\text{д}} + 0,3\Delta \sigma_{\text{д.у.}} + 0,7\sqrt[5]{\Delta \sigma_{\text{з}}} \quad (1.15)$$

где $\Delta \sigma_i$ — представлено в МПа.

По уравнению (1.15) невозможно определить $T_{\text{пр}}$ данной стали, так как неизвестно значение T_0 , в которое входят другие неучтенные факторы (примеси, неметаллические включения, металлургическое качество и др.). Тем не менее, по этому уравнению можно оценить, в каком направлении и

примерно насколько достигнутое упрочнение повлияет на температуру перехода [3,4].

1.2.2 Деформационно-термическая обработка

Представления о важнейшей роли структуры в формировании ряда основных, так называемых структурно-чувствительных свойств развились к настоящему времени в экспериментально доказанные положения о влиянии на эти свойства несовершенств строения реальных кристаллов. Доказано, что несовершенства строения во многом определяют механизм и кинетику фазовых и структурных превращений при термообработке, т.е. характер окончательной структуры, влияющей на свойства металлического сплава. Отсюда следует, что важно управлять плотностью и распределением дислокаций в сплаве на всех стадиях термической обработки затем, чтобы верно определить процессы структурообразования и достигнуть оптимального сочетания свойств. Одним из главных методов влияния на дислокационную структуру является пластическая деформация. Преимущество пластической деформации в том, что при этом способе создается заданное ориентированное расположение дислокаций, причем характер ориентировки зависит от схемы деформации. Эти представления приводят к выводу о целесообразности соединения пластической деформации и фазовых (структурных) превращений в единой технологической схеме обработки сплавов. Добиться этого можно с помощью термомеханической обработки (ТМО) [11, 17].

К ТМО нельзя отнести различное сочетание операций деформирования, нагрева и охлаждения. Процессы пластической деформации и термической обработки при ТМО могут быть объединены в одной технологической операции, но могут проводиться и по отдельности [11].

Пластическая деформация изменяет характер распределения и увеличивает плотность несовершенств кристаллического строения — дислокаций, вакансий, дефектов упаковки, мало- и высокоугловых границ. Так как дефекты кристаллической решетки значительно влияют на формирование структуры сплавов при фазовых превращениях, то пластическую деформацию перед фазовыми превращениями или в период их развития можно использовать для создания оптимальной структуры термически обработанного сплава.

Примером ТМО для получения оптимальной структуры стали и высоких механических свойств является контролируемая прокатка.

Контролируемая прокатка — разновидность ТМО, представляет собой обработку металла давлением, у которой строго определена температура окончания прокатки ($\sim 800 — 850$ °С) и задана степень обжатия (15—20 %) в последних пропусках. Основная задача контролируемой прокатки — получить в готовом прокате из низкоуглеродистой низколегированной стали мелкозернистую структуру феррита, определяющую прочность и высокое сопротивление вязкому и хрупкому разрушению. Контролируемая прокатка позволяет получить оптимальное сочетание прочности и вязкости в сталях с карбонитридным упрочнением. Карбонитриды тормозят процессы возврата и рекристаллизации после прокатки, что, в свою очередь, обеспечивает получение мелкого зерна стали с хорошо развитой субзерненной структурой и дисперсионным упрочнением. Применение контролируемой прокатки исключает последующую термическую обработку [15].

Помимо стандартного метода ТМО в настоящее время набирает большую популярность новый метод термомеханической обработки, который авторы [18] назвали темпформингом (“tempforming”) – прокатка при температуре отпуска. Его суть заключается в формовке стали с эквивалентной деформацией порядка 1,7 после отпуска при 500 °С. Значение ударной прочности по Шарпи повышается почти в 16 раз, по сравнению с обычной сталью, причем своего максимума она достигает при температурах

от $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Сталь, полученная новым методом ТМО, имеет мелкозернистую структуру, ориентированную вдоль направления прокатки, с равномерно распределенными частицами карбидов сферической формы.

1.2.3 Ударная вязкость. Основные виды разрушения

Для оценки вязкости материалов, установления их склонности к переходу из вязкого в хрупкое состояние наиболее часто проводят испытания надрезанных образцов на маятниковых копрах. Для получения сопоставимых результатов испытания проводят на стандартных образцах нескольких типов с надрезами определенной формы и размеров. На разрушение образца затрачивается работа:

$$A = P(H - h), \quad (1.16)$$

где P — масса маятника, кг; H , h — соответственно высота подъема маятника до и после удара, м.

Характеристикой вязкости является ударно-надрезная вязкость, называемая просто ударной вязкостью:

$$a_n = A/F_0, \text{ Дж/см}^2, \quad (1.17)$$

где F_0 — площадь сечения образца в месте надреза.

Ударную вязкость обозначают буквенными сочетаниями: КСУ, КСV, КСТ. Буквы КС означают символ ударной вязкости, третья буква — соответственно U, V, T — вид концентратора напряжений.

Для оценки сплошности и хладноломкости металла и определения критических порогов хладноломкости (хрупкости) испытывают серию образцов при различных температурах, определяя верхний T_6 и нижний T_n пороги хладноломкости.

Порог хладноломкости является одним из важнейших параметров конструкционной прочности материалов. Он является качественной характеристикой, прогнозирующей поведение материала в процессе эксплуатации. Чем ниже порог хладноломкости, тем менее чувствителен металл к концентраторам напряжений (резкие переходы в сечении, отверстия, риски, царапины и т.д.), к скорости деформации.

Ударная вязкость a_n является характеристикой, чувствительной к структурному состоянию, содержанию вредных примесей.

Вместе с тем ударная вязкость a_n не позволяет достаточно надежно установить сопротивление металла хрупкому разрушению и является качественной характеристикой вязкого разрушения. Изделия могут разрушаться хрупко и при достаточно высоком значении a_n .

Оценка вязкости по виду излома основана на том, что для хрупкого разрушения характерным является кристаллический, а для вязкого — волокнистый излом.

Вязкое разрушение

Характерной особенностью вязкого разрушения являются медленное развитие трещины и высокая энергоемкость разрушения как на стадии зарождения, так и на стадии распространения трещины. Последнее обусловлено необходимостью затраты значительной работы пластической деформации у вершины вязкой трещины. Вязкое разрушение является преимущественно внутрзеренным, хотя, как было показано выше, может быть и межзеренным. Зарождение вязкого разрушения в технических металлических материалах связано с образованием в области локализованной пластической деформации (утяжки) пористости материала [19, 20]. Как уже отмечалось, микропоры зарождаются преимущественно на включениях, частицах второй фазы и границах зерен. При дальнейшем увеличении напряжения поры расширяются и удлиняются, а стенки перемычек сужаются. Затем перемычки между порами разрываются и образуются две поверхности

излома, на которых при большом увеличении видны «полупоры» в виде ямок (рис. 2.1).

Вышеуказанный микромеханизм вязкого разрушения металлических материалов определяет макрорельефное строение вязких изломов. Вязкий излом состоит из относительно плоской центральной части излома; в периферийной части образуются губы среза; вблизи поверхности излома имеет место утяжка, отражающая макропластическую деформацию образца или детали при вязком разрушении.

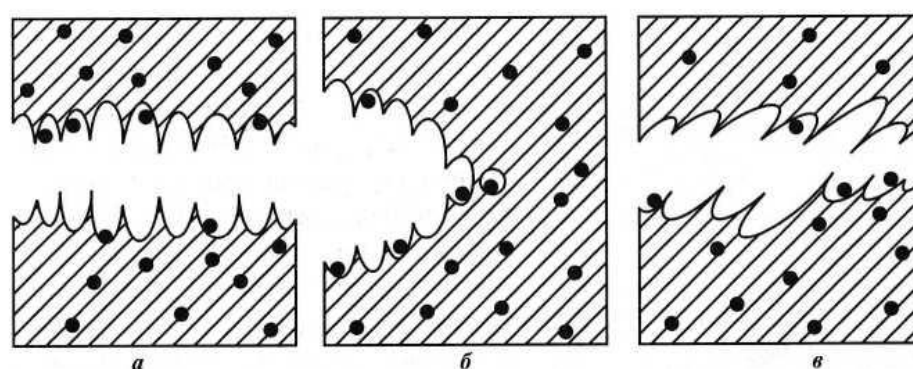


Рис. 1.4 Схема вязкого разрушения с образованием ямочного микрорельефа [21]: а — одноосное растяжение; б — внецентренное растяжение; в — ямки, возникшие при срезе

При визуальном осмотре волокнистый излом имеет большую шероховатость, металлический блеск отсутствует (рис. 1.5).

Вязко разрушаются материалы с ГЦК-решеткой (за исключением случая межзеренного хрупкого разрушения), а также материалы с ОЦК-решеткой при температурах выше верхней критической температуры хрупкости. Наличие вязкого излома всегда свидетельствует о высокой энергоёмкости разрушения (высоких разрушающих напряжениях) и хорошем сопротивлении материала развитию трещины.

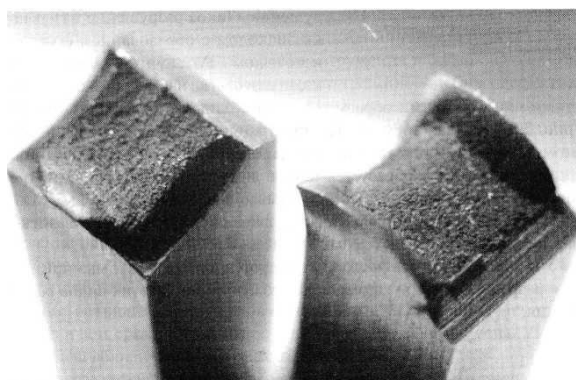


Рис. 1.5 Внешний вид вязкого излома аустенитной стали (x5)

Квазихрупкое разрушение

Квазихрупкое (квазивязкое) разрушение по своему механизму близко к вязкому и содержит признаки предшествовавшей пластической деформации, хотя по своей энергоемкости является скорее хрупким, чем вязким, так как обладает низким сопротивлением разрушению. Такое разрушение называют квазисколом с образованием розеточного излома. Розеточный излом с плоскими или слегка изогнутыми поверхностями или фасетками образуется за счет слияния отдельных трещин (рис. 1.6). Каждая трещина распространяется концентрически. При этом округлый фронт трещин под действием пластической деформации расширяется и образуется пора в виде линзы. При слиянии трещин образуются острые гребни, называемые гребнями отрыва.

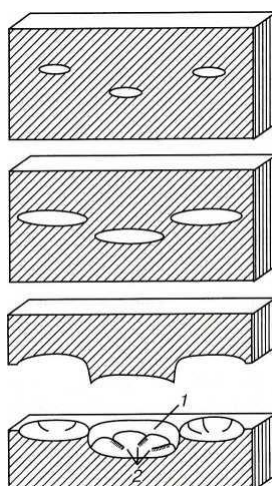


Рис. 1.6 Схема образования квазискола (розеточный излом) [21]: 1 — поверхность сдвига; 2 — отрывные гребни

Участки квазискола часто смешиваются с ямками отрыва при вязком разрушении, что указывает на схожую природу этих видов разрушения.

Хрупкое разрушение

Хрупкое разрушение — это быстро протекающий неуправляемый процесс, который часто является причиной аварийного разрушения деталей и элементов конструкций. Зарождение и развитие хрупкой трещины может произойти вследствие понижения температуры эксплуатации изделия, увеличения скорости нагружения и большой толщины детали, наличия в изделии трещины или трещиноподобных дефектов, присутствия в структуре материала вредных примесей и некоторых других причин [20, 22]. Большинство из перечисленных факторов увеличивают стесненность пластической деформации, вызывая снижение пластических характеристик материала. Особое место занимают водородное охрупчивание, коррозия под напряжением, жидкометаллическое охрупчивание. В этих случаях, независимо от структуры материала, разрушение происходит по межзеренному хрупкому механизму [20].

Хрупкие изломы обычно имеют кристаллическое строение. Они блестящие или имеют цвет фаз, расположенных по границам зерен; прямые, без видимых признаков пластической деформации (отсутствие сколов и зон среза, связанных с пластической деформацией). Утяжка материала вблизи излома отсутствует (рис. 1.7).

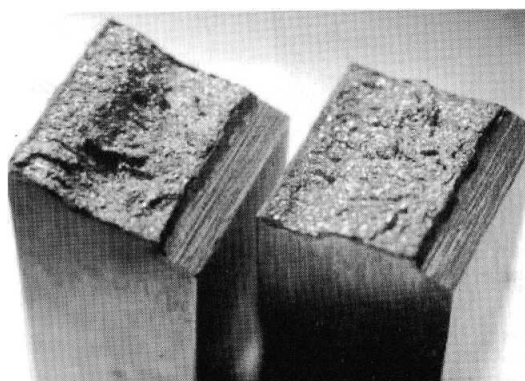


Рис. 1.7 Внешний вид хрупких изломов аустенитной стали (x5)

Хрупкое разрушение может быть как внутрезерненным, так и межзерненным (рис. 1.8 (а), (б)). При внутризеренном (транскристаллитном) хрупком разрушении (по механизму скола) (рис. 1.8 (а), (в)) трещина обычно распространяется вдоль кристаллографической плоскости с малыми индексами. При большом увеличении таких изломов видны фасетки скола со ступеньками в виде ручьистых узоров. Так могут разрушаться материалы с ОЦК- и ГПУ-решетками. В материалах с ГЦК-решеткой трещины скола, как правило, не наблюдаются.

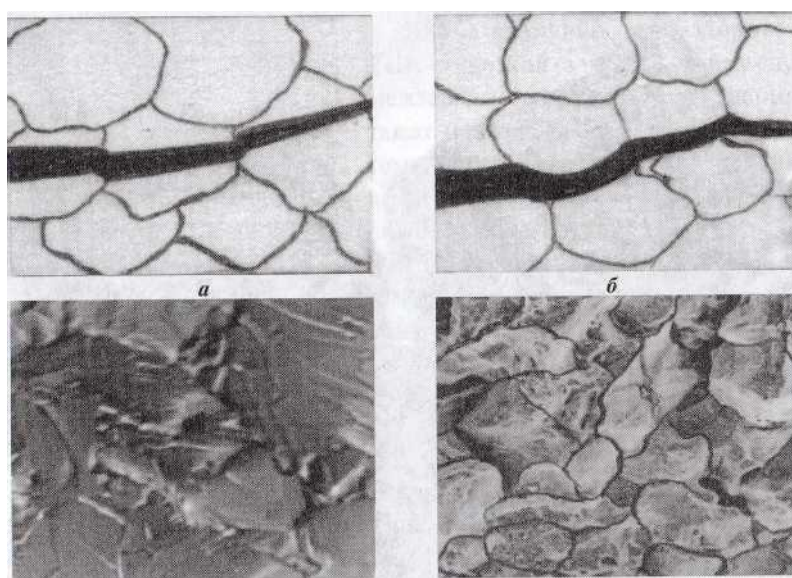


Рис. 1.8 Схемы внутризеренного (транскристаллитного, а) и межзеренного (интеркристаллитного, б) хрупкого разрушения, а также соответствующие микрорельефы изломов (в, г)

При межзеренном (интеркристаллитном) хрупком разрушении (рис. 1.8 (б), (г)) трещина распространяется в однофазных материалах по поверхности граней зерен, а при наличии на границах второй фазы — вдоль межфазной поверхности или вдоль поверхности скола внутри данной фазы. Межзеренное хрупкое разрушение можно наблюдать в материалах с ОЦК-, ГПУ- и ГЦК-решетками.

Вязкохрупкое разрушение

Разрушение материалов в интервале вязкохрупкого перехода называют *вязкохрупким*. При визуальном осмотре этого разрушения на поверхности изломов можно наблюдать как вязкую, так и хрупкую составляющую.

Соотношение площади, занимаемой на поверхности излома вязкой и хрупкой составляющими, зависит от температуры разрушения образца или детали по отношению к критическим температурам хрупкости исследуемого материала.

По характеру распределения вязкой и хрупкой составляющих на поверхности изломов различают [23]:

- сосредоточенный излом (макронеоднородный излом, образованный при сосредоточенном разрушении);
- рассредоточенный излом (макрооднородный излом, образованный при рассредоточенном разрушении).

При сосредоточенном разрушении на поверхности вязкохрупких изломов образуются локализованные области вязкого и хрупкого разрушений, выявляемых при визуальном наблюдении. Хрупкое разрушение может локализоваться в центральной части излома, образуя так называемый «хрупкий квадрат» (рис. 1.9, (а)), размер которого зависит от температуры разрушения по отношению к критическим температурам хрупкости.

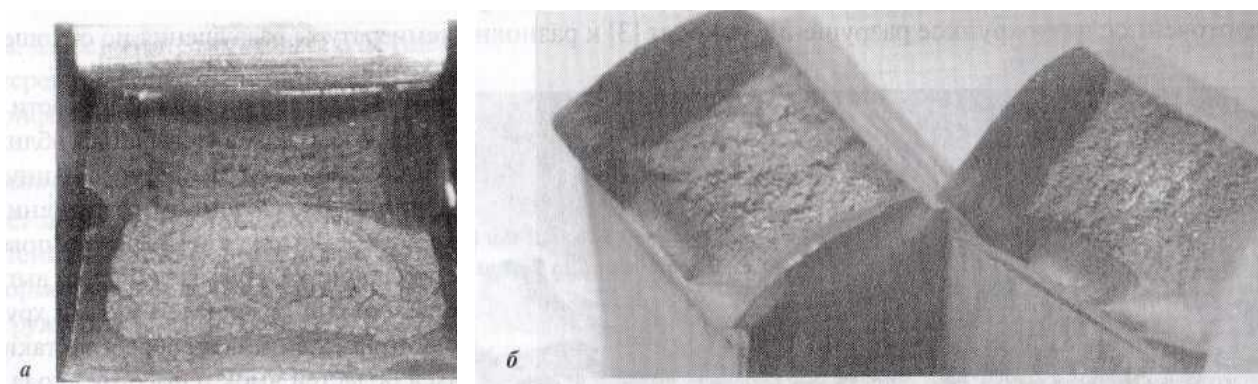


Рис. 1.9 Общий вид сосредоточенного (а) и рассредоточенного (б) вязкохрупких изломов стальных образцов (а — х4, б — х3)

Вязкое разрушение на поверхности сосредоточенных вязкохрупких изломов может локализовываться вблизи очага разрушения, образуя вязкую зону l_c (критическую длину вязкой трещины) [19].

При рассредоточенном разрушении металлических материалов в интервале вязкохрупкого перехода поверхность образовавшегося (рассредоточенного) излома визуально выглядит волокнистый с более-менее равномерно распределенными хрупкими «блестками» (участками скола) (рис. 1.9, (б)). Микрорельеф таких изломов состоит из чередующихся областей ямок и фасеток скола (рис. 1.10) [24]. Поэтому нередко рассредоточенное вязкохрупкое разрушение относят [21] кразновидности смешанного разрушения. При этом в очаге разрушения как сосредоточенных, так и рассредоточенных вязкохрупких изломов образуется зона сдвига, а в периферийной области — губ среза.

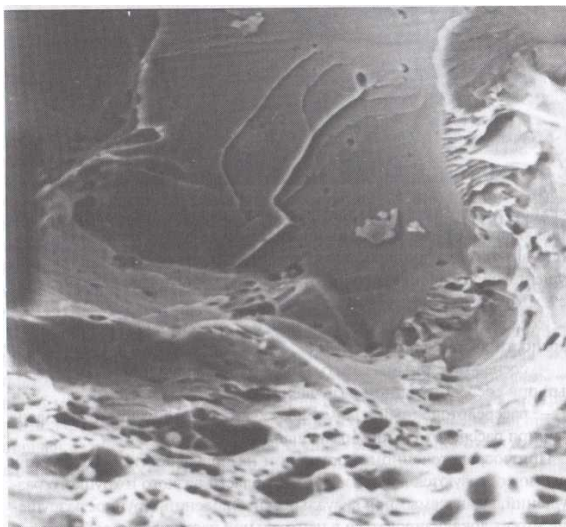


Рис. 1.10 Микрорельеф рассредоточенного ударного излома стали 45, полученного в интервале вязкохрупкого перехода (x1000)

Смешанное разрушение

Смешанное разрушение имеет место при разрушении материалов с ГЦК-решеткой, таких, как аустенитные стали и некоторые цветные сплавы в условиях плоской деформации, например при низких температурах, высоких

скоростях нагружения и т. д., а также при разрушении некоторых закаленных инструментальных сталей. Полученные изломы имеют матовую и «бархатную» поверхности; они ровные, без губ среза, или имеют небольшие губы среза (рис. 1.11, (а)) и небольшую шероховатость.

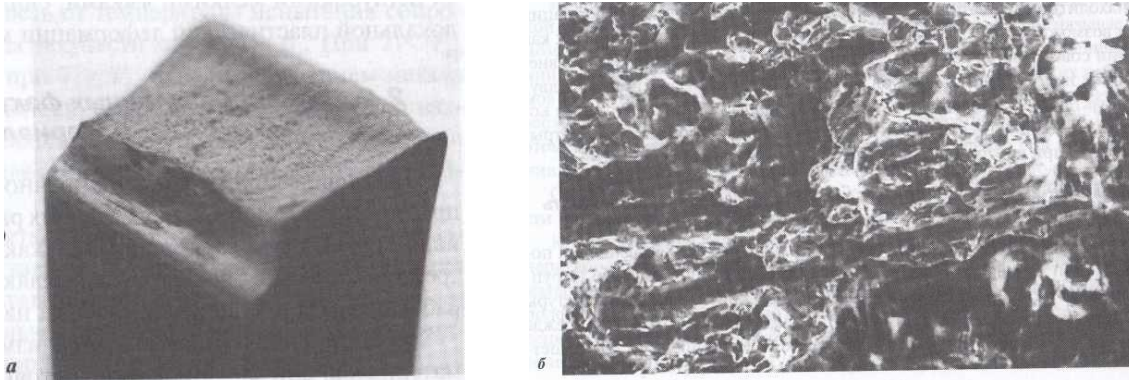


Рис. 1.11 Макро- (а) и микрорельеф (б) смешанного разрушения аустенитной стали (а - х5; б — х300)

При микрофрактографическом исследовании таких изломов можно обнаружить практически все виды микрорельефа: ямочный, квазискол, межзеренное вязкое разрушение и т. д. Причем имеет место различное сочетание вышеперечисленных микрорельефов, а сами микрорельефы не всегда ярко выражены (рис. 1.11, (б)). Так, например, при смешанном разрушении участки ямочного микрорельефа характеризуются неглубокими мелкими ямками, свидетельствующими о невысокой локальной пластической деформации материала.

1.3 Слоистые конструкционные металлические материалы и способы их получения

Развитие современной техники требует создание материалов, надежно работающих в непримитивных и экстремальных условиях эксплуатации. Металлические и неметаллические материалы, традиционно применяемые в промышленности, практически исчерпали возможность повышения своего

предела конструктивной прочности. Дополнительно на сегодняшний день к конструкционным материалам, применяемым в промышленности, зачастую предъявляются требования, носящие противоречивый характер, например, высокие механические свойства наряду с высокой коррозионной стойкостью. Одним из немногих способов удовлетворения этих требований является использование композиционных материалов [25].

Композиционными называют материалы, состоящие из двух компонентов и более, объединенных различными способами в монолит и сохраняющими при этом индивидуальные параметры [26]. Особенностью композиционных материалов (КМ) является то, что в них проявляются достоинства компонентов, а не их недостатки. Во многих случаях КМ обладают такими свойствами, которыми отдельно взятые компоненты, входящие в их состав, не обладают. Для достижения уникальных свойств композиций выбирают компоненты с различными, но взаимодополняющими свойствами [27]. Применение КМ позволяет создавать ранее недоступные принципиально новые конструкции [28].

К недостаткам металлических КМ относят их сложность изготовления и высокую стоимость. В настоящее время их стоимость превосходит стоимость полимерных КМ в несколько раз. Снизить себестоимость металлических КМ возможно путем совершенствования технологии их производства. Даже при таком существенном недостатке как высокая стоимость уникальные свойства делают КМ незаменимыми в ряде конструкций [25].

Область применения металлических КМ постоянно расширяется. Одним из достоинств металлических КМ является то, что они помимо улучшения технических характеристик многих ответственных изделий, обеспечивают экономию массы готового изделия или конструкции на 20-30 %.

Важнейшим классом КМ являются слоистые композиционные материалы, которые обладают широким спектром и уникальным сочетанием

таких свойств, как высокая прочность, коррозионная стойкость, электро- и теплопроводность, износостойкость, жаропрочность и др. Сегодня эти материалы находят все большее применение в судостроении, приборостроении, автотракторостроении, металлургическом, нефтяном, горнодобывающем, сельскохозяйственном и других отраслях машиностроения. Ежедневно возрастает интерес к использованию металлических слоистых материалов, продиктованный экономией в стоимости, улучшении свойств или работоспособности и сохранение дорогих и редких металлов. Таким образом, металлические слоистые материалы становятся основными материалами в современном обществе с высокоразвитой техникой [29]. Из полиметаллов и биметаллов изготавливают листы, прутки, трубы, ленты, проволоки, фасонные профили, детали и конструкции различной конфигурации. Применение слоистых металлических материалов позволяет не только повысить надежность и долговечность большой номенклатуры деталей и оборудования, но и существенно сократить расход высоколегированных сталей, дефицитных и дорогостоящих цветных металлов (никель, хром, медь, молибден и других), снизить металлоемкость и энергоемкость, расходы на техническое обслуживание, производство запчастей и ремонт оборудования.

Одним из наиболее высокоэффективных и экономичных является применение коррозионностойких слоистых композитов благодаря значительному сокращению расхода легирующих элементов, снижению стоимости машин и механизмов, повышению ресурса их работы.

Изделия из биметаллов производятся различными методами литья, прокатки, сварки, литейного плакирования и наплавки.

Двухслойные стали, классифицируемые как биметалл и обычно имеющие основной слой, состоящий из конструкционной стали и плакирующий слой, изготовленный из коррозионностойкой стали, сочетают в себе высокие механические свойства с хорошей коррозионной стойкостью [30]. Показателями, которые используются для оценки качества двухслойных

конструкционных материалов и которые определяют их пригодность для производства оборудования, являются свариваемость и прочность соединения между слоями, и специальных свойств плакирующего слоя (коррозионной стойкостью, износостойкостью и т.д.) [31].

Основными способами производства биметалла являются литейный способ, пакетная прокатка, ленточная наплавка, сварка взрывом, которые имеют существенные недостатки, такие как: низкую прочность сцепления слоев; наличие зон несплошностей; низкую производительность и высокую себестоимость.

Одним из действенных методов создания биметаллических изделий является электрошлаковая наплавка (ЭШН). Технологические особенности и достоинства ЭШН дают возможность поставить ее в один ряд с самыми распространенными способами наплавки, а разнообразие форм применения дает возможность использовать ЭШН в тех случаях, когда другие способы использовать трудно или невозможно. Наплавка предполагает нанесение расплавленного металла на оплавленную поверхность металла с последующей его кристаллизацией для создания слоя с заданными свойствами и геометрическими параметрами. Наплавку также применяют для восстановления изношенных деталей, а также при изготовлении новых деталей с целью получения поверхностных слоев, обладающих определенными свойствами: повышенными твердостью, кислотостойкостью, износостойкостью, жаропрочностью или другими свойствами. Она позволяет значительно увеличить срок службы деталей и намного сократить расход дефицитных материалов при их изготовлении. Покрытия, полученные наплавкой, характеризуются отсутствием пор, высокими значениями модуля упругости и прочности на разрыв. Прочность соединения этих покрытий с основой соизмерима с прочностью материала детали.

Сущность технологии ЭШН, используемой для получения двухслойных заготовок, состоит в следующем [32]: шлаковая ванна формируется между поверхностью металла основы и водоохлаждаемым

кристаллизатором; вертикально расположенные электроды, изготовленные из коррозионностойкой стали, вставляются в зазор так, чтобы охватить всю его ширину; электроды постепенно перемещаются вниз в зазор одновременно с движением плиты вперед. Шлаковая ванна расплавляется при прохождении электрического тока волновым фронтом. Подводимая мощность также должна обеспечивать расплавление расходуемых электродов и инициировать расплавление участков поверхности материала основы. Плакирующий слой кристаллизуется на поверхности основного материала. Его толщина зависит от величины зазора между поверхностью основного слоя и электрода, и глубины проплавления основного материала. Толщина нанесенного слоя может меняться в зависимости от требуемой толщины плакирующего слоя.

Главная особенность электрошлаковой наплавки заключается в том, что сварочная цепь электрического тока проходит по электроду, жидкому шлаку и основному металлу, обеспечивая расплавление основного и присадочных материалов. Ванна расплавленного шлака, имея меньшую, чем у расплавленного металла, плотность, постоянно находится в верхней части расплава. Таким образом исключается воздействие окружающей среды на жидкий металл. Кроме того, капли присадочного металла, проходя через шлак, очищаются от вредных примесей и легируются (в случае наличия в шлаке необходимых легирующих компонентов). Электрошлаковая наплавка дает наибольшую производительность (до 150 кг/ч) из всех способов наплавки. Количество электродного металла, расплавленного одним и тем же количеством энергии, в 2 - 4 раза больше, чем при ручной сварке, и в 1,5 раза выше, чем при наплавке под флюсом. При электрошлаковой наплавке наблюдается небольшое расходование флюса, незначительный угар легирующих элементов и высокая стойкость к образованию трещин, при этом из наплавляемого материала хорошо удаляются вредные вещества. Из-за отсутствия дугового разряда практически исключено разбрызгивание шлака и присадочного материала.

1.4 Постановка задач исследования

На основании изученных литературных данных можно заключить, что совершенствование скоростного и железнодорожного движения в РФ требует создания надежных транспортных систем на основе использования принципиально новых материалов с повышенными показателями служебных свойств и качественных характеристик. Для этого необходима разработка способов получения методами наплавки новых экономичных, высокопрочных, свариваемых слоистых конструкционных металлических материалов для изделий нефтегазохимии, железнодорожного и автомобильного транспорта, работающих в экстремальных условиях эксплуатации.

В соответствии с темой работы, объектом исследования и изученной литературой были поставлены следующие цель и задачи.

Цель: определить влияние деформационно-термических обработок на микроструктуру и механические свойства сталей типов 316L и S700MC, а также биметаллического листа, изготовленного из данных сталей.

Задачи:

1. Исследовать микроструктуру и механические свойства коррозионностойкой аустенитной стали типа 316L в исходном состоянии и подвергнутой деформационно-термической обработке.
2. Исследовать микроструктуру и механические свойства высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC в исходном состоянии и подвергнутой деформационно-термической обработке.
3. Изучить влияние деформационно-термической обработки на структуру и механические свойства биметаллического листа, состоящего из высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC в качестве подложки и аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L в качестве наплавленного слоя.

Глава 2 Материал и методики исследования

2.1 Материал исследования

В качестве материалов исследования были выбраны две стали: коррозионностойкая аустенитная типа 316L и высокопрочная низкоуглеродистая типа S700MC, химические составы которых представлены в таблице 2.1.

Таблица 2.1

Химические составы исследуемых сталей

316L (содержание химических элементов, вес. %)												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb	Cu	Co
0,04	0,4	1,7	0,04	0,05	17,3	10,7	2	0,09	0,04	0,05	0,4	0,19
S700MC (содержание химических элементов, вес. %)												
C	Si	Cr	Mn	P	S	Nb	Al	Ti	Mo	V	B	
0,09	0,12	1,19	1,55	0,003	0,005	0,05	0,025	0,05	0,42	0,09	0,003	

Предварительно коррозионностойкая аустенитная сталь типа 316L была подвергнута гомогенизационному отжигу при температуре 1100°C в течение 1 часа и последующей ковке при температуре отжига с последующим охлаждением на воздухе. Полученная в результате термической обработки сталь рассматривается в данной работе как исходная.

Высокопрочная низкоуглеродистая сталь типа S700MC была подвергнута гомогенизационному отжигу при температуре 1150°C в течение 1 часа и последующей ковке при температуре отжига с последующим охлаждением на воздухе. После этого материал был подвергнут выдержке при температуре 1100°C в течение 30 минут с охлаждением на воздухе. Полученная в результате термической обработки сталь рассматривается в данной работе как исходная.

2.2 Продольная прокатка аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L

В качестве способа деформационной обработки аустенитной коррозионностойкой стали 316L была выбрана продольная прокатка. Направление течения металла в процессе многократной обработки остается неизменным независимо от общей степени деформации.

Прокатка в пруток

Прокатку стальных прутков исходного сечения 20×20 мм² и длиной 100 мм проводили в несколько проходов с обжатием 20 % за проход, предварительно нагревая заготовки в муфельной печи при температурах 500 °С, 700 °С, 900 °С, с последующим охлаждением в воде. Деформационную обработку проводили в ручьях трехвалкового стана со скоростью 10 м/мин, которые позволяли последовательно уменьшать поперечное сечение стального прутка. Стальные заготовки последовательно прокатывали на прутки круглого и овального сечения. Такое чередование круг-овал-круг обеспечивало получение катаных прутков круглого поперечного сечения диаметром 16,8 мм; 12,7 мм; 10 мм; 8 мм. Стальные прутки были подогреты для восстановления заданной температуры деформации в течение нескольких минут после каждого приращения истинной деформации $\Delta\varepsilon=0,5$. Истинную степень пластической деформации ε при прокатке определяли по формуле:

$$\varepsilon = \ln \frac{L_0}{L_k} \quad (2.1)$$

где L_0 и L_k – соответственно начальная и конечная длина стального прутка после прокатки.

Прокатку проводили до общей истинной степени деформации $\varepsilon \sim 2$, диаметр поперечного сечения прутка при этом составил 8 мм.

Прокатка в лист

Предварительно стальная заготовка была нагрета в муфельной печи до температуры 600 °С, после чего заготовка подвергалась прокатке в несколько проходов на реверсивном двухвалковом прокатном стане фирмы HANKOOK M-TECH до конечной истинной степени деформации 1,2. Обжатие за проход составило 10 %. После каждого прохода прокатки стальную заготовку подогревали до температуры 600 °С. Размер прямоугольного сечения составил 8×40 мм².

2.3 Деформационно-термическая обработка высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC

2.3.1 Аусформинг

В качестве первой деформационно-термической обработки для высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC была выбрана прокатка с понижением температуры – аусформинг. Исходная заготовка стали была нагрета до 1100 °С и выдержана в течение 1 часа. Затем стальная заготовка была охлаждена до 1000 °С и прокатана с понижением температуры до 850 °С без подогрева заготовки после каждого прохода. Прокатка была остановлена после достижения требуемой степени деформации $\varepsilon \sim 0,9$, после чего заготовку охладили в масле. Исходная толщина заготовки составляла 36 мм, после прокатки – 14,4 мм.

2.3.2 Темпформинг

В качестве второй деформационно-термической обработки для высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC был выбран темпформинг (прокатка при температуре отпуска). После закалки низкоуглеродистая высокопрочная сталь типа S700MC была подвергнута

отпуску при температуре 650 °С в течение 1 часа и последующей прокатке при температуре отпуска до истинной степени деформации 1,5. Прокатку стальной заготовки проводили на реверсивном двухвалковом прокатном стане фирмы HANKOOK M-TECH. Предварительно стальная заготовка была нагрета в муфельной печи до температуры 650 °С, затем подвергнута прокатке в несколько проходов до конечной истинной степени деформации 1,5. Обжатие за проход составило 10 %, после каждого прохода прокатки стальную заготовку подогревали до температуры 650 °С. После прокатки размер прямоугольного сечения стальной заготовки составил 10x50 мм². Особенность темпформинга заключается в том, что сталь после закалки подвергается отпуску и последующей прокатке при температуре отпуска.

2.4 Электрошлаковая наплавка и прокатка биметаллической заготовки

Наилучшее сочетание качества соединения слоев, коррозионной стойкости и других характеристик можно получить при использовании метода широкослойной электрошлаковой наплавки (ЭШН). На пластину из конструкционной стали типа S700MC размером 250x149x60 мм наплавляли слой коррозионностойкой стали 316L толщиной до 45 мм.

Выбрали шлак на основе CaF₂, предназначенный преимущественно для переплава высокохромистых нержавеющей сталей, какой и является 316L, с температурой плавления (Тпл) 1200 °С; удельной электропроводностью (κ) - 3,5 ом⁻¹ см⁻¹ и вязкостью, при температуре протекания процесса, - 0,2 пуаз. В состав шлака вводили до 24 % Al₂O₃; до 20 % CaO; до 6 % MgO, не более 0,6 % SiO₂ и не более 0,15 % FeO.

Ослабление отвода тепла от фиксирующей водоохлаждаемой стенки кристаллизатора проводилось путем установки дополнительной плиты между стенкой кристаллизатора и пластиной-заготовкой. Температуру поверхностей измеряли оптическим пирометром. Режим наплавления:

процесс заканчивали при значениях электрических параметров: ток $I=1,3$ кА и напряжение - $U=16$ В, сопротивление шлаковой ванны $R_{\text{шл}} = 12,8$ мОм скорость сплавления электрода $\approx 0,32$ кг/мин.

Данная методика привела к хорошим результатам: качественное соединение слоев, подтвержденное ультразвуковыми исследованиями, без каких либо дефектов, хорошая гладкая поверхность, равномерное проплавление основной заготовки (глубина проплавления: 11-12 мм). На рис. 2.1 показана биметаллическая заготовка, изготовленная методом электрошлаковой наплавки стали 316L на заготовку из конструкционной стали S700MC.



а)

б)

Рис. 2.1 Внешний вид биметаллической заготовки, изготовленной методом электрошлаковой наплавки стали 316L на заготовку из конструкционной стали марки S700MC (а), с обратной стороны основной заготовки отмечена зона сплавления слоев, исследованная методом ультразвуковой диагностики (б)

С обратной стороны основной заготовки отмечена зона сплавления слоев, исследованная методом ультразвуковой диагностики. По заключению экспертизы сплавление слоев полное, каких либо дефектов не обнаружено, объект контроля полностью соответствует требованиям нормативно-технической документации.

С целью получения в биметалле удовлетворительного сочетания механических свойств необходимо было подобрать оптимальный режим обработки, обеспечивающий высокую прочность и сплошность соединения слоев. В качестве предварительной обработки (ПО) биметаллической заготовки была выбрана гомогенизация с последующей горячей осадкой. Для термообработки от биметаллической плиты, представленной на рис. 2.1, отрезали заготовку с сечением 100x70 мм².

Отжиг проводили при температуре 1100°C в течение 1 часа. Для этого биметаллическую заготовку с сечением 100x70 мм² нагревали в муфельной печи Nabertherm N 321. После гомогенизации стальная заготовка была подвергнута горячей осадке с истинной степенью деформации 0,7 при температуре 1100 °С, которая проводилась с помощью гидравлического пресса DEVR4000. После горячей деформации стальную заготовку охлаждали в воде до комнатной температуры. В результате была получена стальная заготовка с сечением 50x70 мм². Далее заготовка была подвергнута очистке от слоя окалины и подготовлена к дальнейшей обработке.

Продольная прокатка была выбрана как один из наиболее технологичных способов обработки металлов давлением. Для оптимизации деформационно-термической обработки биметаллического материала необходимо было определить оптимальную степень деформации для обоих материалов и температуру деформационной обработки. Результаты механических испытаний сталей, подвергнутых прокатке при температурах 500-900 °С, показали, что истинная степень деформации 1,2 при температуре 650 °С является достаточной для достижения требуемого уровня механических характеристик в аустенитной стали типа 316L, а для высокопрочной низкоуглеродистой стали S700MC в закаленном состоянии требуется отпуск в течении 1 часа при 650 °С с последующей прокаткой до истинной степени деформации 1,5 при температуре отпуска [33, 34].

Таким образом, для биметаллического материала, состоящего из высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC, используемой в

качестве подложки, и аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L в качестве наплавленного слоя, был выбран следующий режим обработки: гомогенизационный отжиг при температуре 1100 °С в течении 1 часа, осадка при температуре отжига с охлаждением в воде и последующая прокатка при температуре 650 °С до истинной степени деформации 1,6 (рис. 2.2).

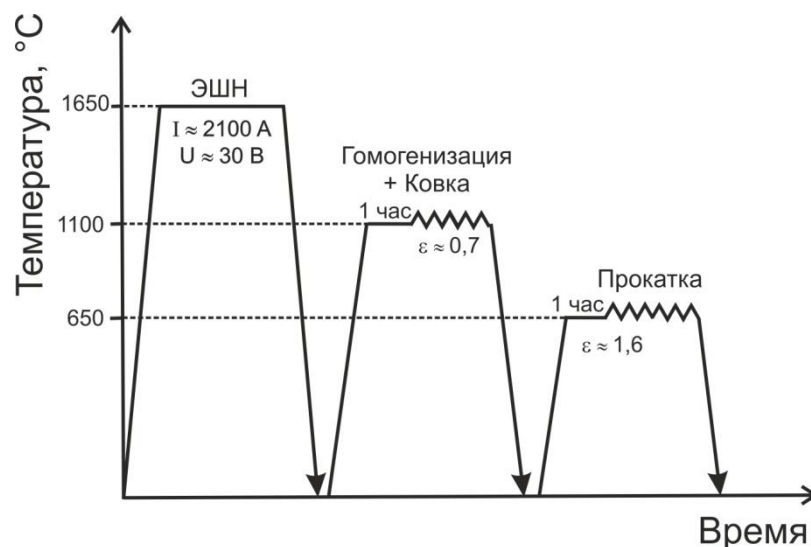


Рис. 2.2 Схема получения экспериментальных образцов заготовок двухслойных конструкционных металлических материалов

Прокатку биметаллических заготовок проводили на реверсивном двухвалковом прокатном стане фирмы HANKOOK M-TECH. Предварительно двухслойная заготовка была нагрета в муфельной печи до температуры 650 °С, после выдержки в течении 1 часа заготовка подвергалась прокатке в несколько проходов до конечной истинной степени деформации 1,6. Обжатие за проход составило 10 %, после каждого прохода прокатки биметаллическую заготовку подогревали до температуры 650 °С. После прокатки была получена заготовка прямоугольного сечения 10x70 мм².

2.5 Методика проведения испытания стали на растяжение для определения механических свойств при комнатной температуре

Для испытаний на растяжение использовались плоские образцы с прямоугольным сечением рабочей части $1,5 \times 3 \times 16$ мм. Вырезку образцов проводили на станке электроэрозионной резки с толщиной режущей медной проволоки 0,2 мм. Образцы вырезали вдоль продольной оси стальных поковок. При изготовлении образцов принимали меры, исключая возможность изменения свойств стали при нагреве или наклепе, возникающие в результате механической обработки. Глубина резания при последнем проходе не превышала 0,3 мм. Затем с помощью оборудования Struers образцы были отшлифованы на абразивных кругах различной зернистости от 320 до 800 мкм.

Механические испытания проводили при комнатной температуре на универсальной машине Instron 5882 с автоматической регистрацией значений деформирующей нагрузки и удлинения образца в соответствии с ГОСТ 1497-84 [35]. После проведения испытаний были получены такие количественные характеристики, как: временное сопротивление разрушению (σ_B), предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительное удлинение. Для получения достоверных результатов испытывалось не менее трех образцов на точку.

После темпформинга образцы были вырезаны в направлении, параллельном направлению прокатки и перпендикулярном нормальному направлению.

Для биметаллической заготовки образцы были вырезаны таким образом, чтобы зона сплавления проходила посередине рабочей части образца

2.6 Методика проведения испытания стали на ударный изгиб при комнатной и пониженных температурах

Для испытаний на ударный изгиб использовались образцы с концентратором вида V (рис. 2.3).

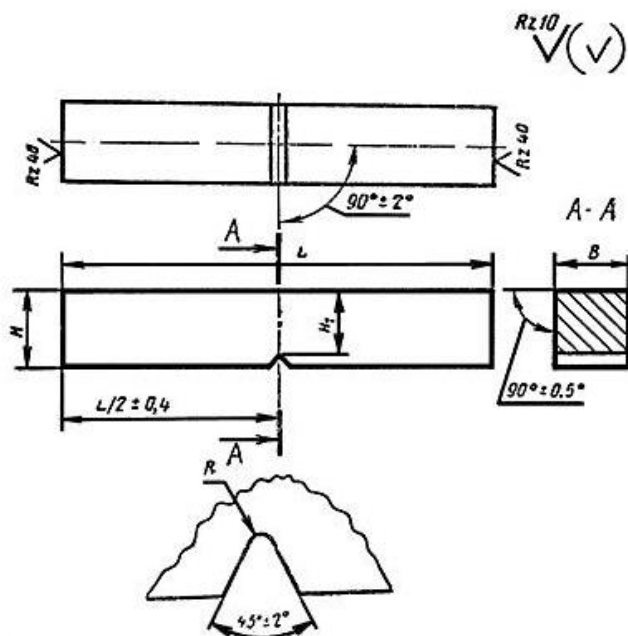


Рис. 2.3 Образец для испытания на ударный изгиб с концентратором вида V

Вырезку образцов проводили на станке электроэрозионной резки с толщиной режущей медной проволоки 0,2 мм. Концентратор располагался перпендикулярно направлению прокатки. Образцы вырезали вдоль продольной оси стальных заготовок. При изготовлении образцов принимали меры, исключающие возможность изменения свойств стали при нагреве или наклепе, возникающие в результате механической обработки.

Испытания на ударный изгиб образцов с концентратором вида V проводилось на маятниковом копре Instron IMP 460 в соответствии с ГОСТ 9454-78 [36].

Механические испытания проводились при комнатной и при пониженных температурах. Для обеспечения требуемой температуры испытания образцы перед установкой на копер были переохлаждены в термостате на 5° ниже требуемой температуры и выдержаны не менее 15 минут. Для проведения испытания при -196°C образцы были выдержаны в жидком азоте не менее 15 минут.

При проведении испытания образец был помещен на опоры копра таким образом, чтобы обеспечить симметричное расположение концентратора относительно опор, а удар приходился на сторону, противоположную концентратору (рис. 2.4). В результате испытания было получено значение работы удара.

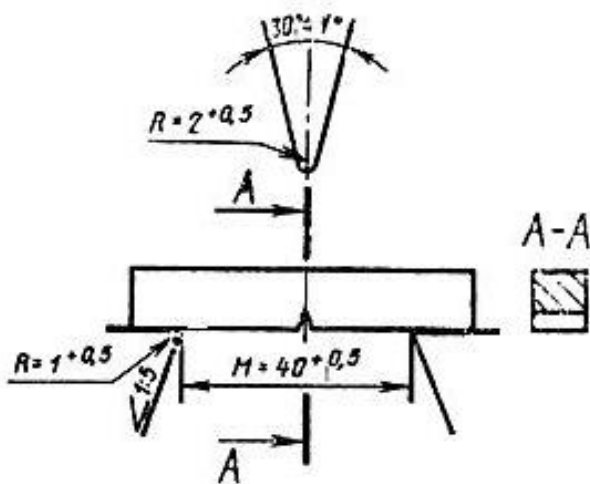


Рис. 2.4 Опоры и нож маятника

Ударную вязкость (КС) в Дж/см² вычисляли по формуле:

$$КС = \frac{K}{S_0}, \quad (2.2)$$

где К – работа удара, Дж;

S_0 – начальная площадь поперечного сечения образца в месте концентратора, см², вычисляемая по формуле:

$$S_0 = H'_1 \times B, \quad (2.3)$$

где H'_1 – начальная высота рабочей части образца, см;

B – начальная ширина образца, см.

На рис. 2.5 представлена ориентация образцов, подвергнутых темпормингу, для испытания на ударную вязкость.

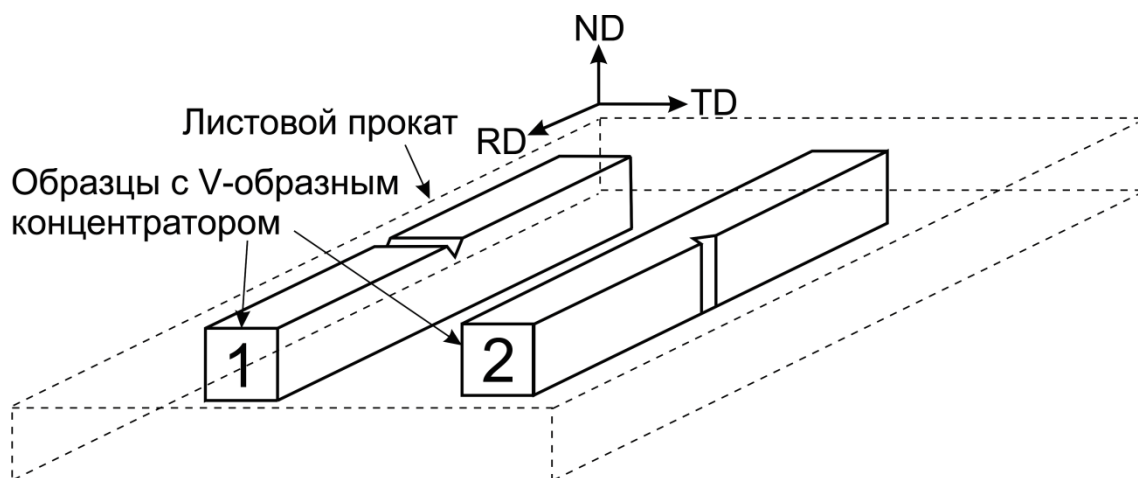


Рис. 2.5 Расположение образцов после темпорминга для испытаний на ударную вязкость.

Ударная вязкость биметаллической заготовки после предварительной обработки была измерена в двух направлениях, как показано на рис. 2.6.

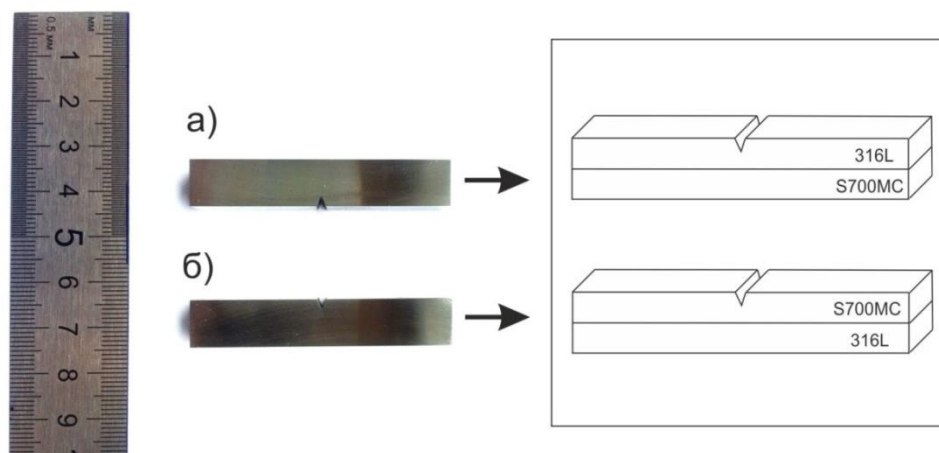


Рис. 2.6 Общий вид биметаллических образцов, подвергнутых термической обработке до испытаний на ударную вязкость и схема расположения слоев биметалла относительно концентратора

Ударная вязкость биметаллической заготовки после предварительной обработки и темпформинга при температуре 650 °С была измерена в трех направлениях, как показано на рис. 2.7.

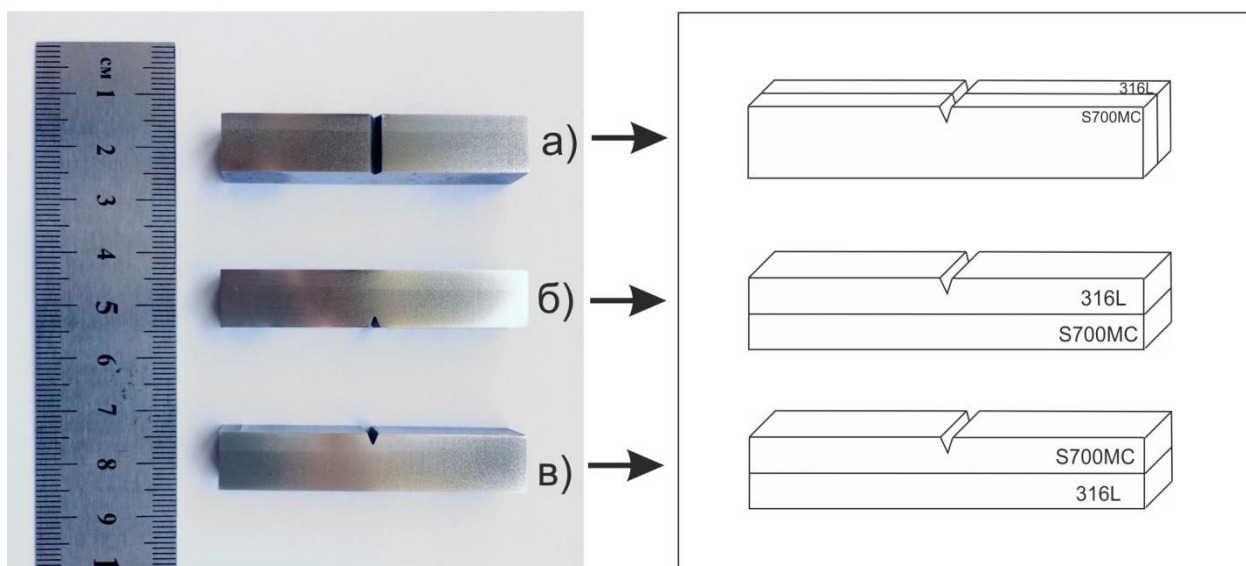


Рис. 2.7 Общий вид биметаллических образцов, подвергнутых термической обработке и темпформингу до испытаний на ударную вязкость с концентратором в зоне соединения металлов (а), наплавленном слое (б) и основном слое (в)

2.7 Методика определения микротвердости по Виккерсу

Измерения микротвердости проводились на твердомере Wolpert 402MVD с нагрузкой 300 г согласно ГОСТ 9450-76 [37]. Перед проведением испытания образцы были отшлифованы на абразивных кругах различной зернистости от 320 до 800 мкм и отполированы на суконном полотне с использованием суспензий на оборудовании Struers.

В качестве индентора использовали четырехгранную алмазную пирамиду. Для получения наиболее достоверных результатов микротвердость образцов определяли при использовании нагрузок от 50 до 300 г. Время выдержки образцов под нагрузкой составляло 10 секунд. Значения микротвердости определяли по формуле: $HV = 1,854P/d^2$, где P —

нагрузка, (кгс); d — средняя арифметическая величина диагоналей отпечатка(мкм). Для построения карт распределения микротвердостей было произведено не менее 100 вдавливаний на каждом образце.

2.8 Методика проведения микроструктурных исследований

Качественный анализ микроструктуры биметаллического материала, состоящего из высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC в качестве подложки и аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L в качестве наплавленного слоя, проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения Quanta 600. Образцы для электронной микроскопии готовили методом электрохимической полировки с помощью электролита, состоящего из 10 % хлорной кислоты, 90 % при режиме: $t=20\text{ }^{\circ}\text{C}\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$, $U\approx 30\pm 5\text{ В}$ при стабилизации тока по напряжению. Образцы последовательно промывали в дистиллированной воде и в ацетоне и тщательно просушивали.

Количественный и качественный анализ микроструктуры аустенитной коррозионностойкой стали типа 316LN и высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения Quanta Nova Nano Sem 450 FEG, с помощью программы TSL OIM Analysis 5. Границы с углом разориентировки менее 2° в исследованиях не учитывались. Образцы для электронной микроскопии готовили методом электрохимической полировки с помощью электролита, состоящего из 10 % хлорной кислоты, 90 % уксусной, при напряжении 30В с использованием специальной установки TENUMPOL-5.

Размеры структурных элементов оценивали по методу случайных секущих. Средний размер зерна (d) определяли в соответствии с ГОСТ 21073-75 [38]:

$$\bar{d}_i = \frac{l}{m}, \quad (2.4)$$

где, l - длина секущей, (мкм); m - число точек пересечения секущей с границами зерен.

Для проведения электронно-микроскопических исследований и выявления тонкой структуры сталей были приготовлены тонкие фольги. Для получения фольг из деформированных образцов в плоскости, определяемой направлением прокатки и нормалью к плоскости прокатки, при помощи станка электроэрозионной резки была вырезана пластина толщиной 0,3 мм. Данная пластина механическим методом утонялась до толщины 0,1-0,2 мм, после чего из нее вырезался диск диаметром 3 мм. Окончательное утонение до толщины 80-100 нм было произведено методом струйной полировки на установке "Тенірол-3" в электролите состава: 90% уксусной кислоты и 10% хлорной кислоты. Процесс утонения производили в режиме: $t=20\text{ }^\circ\text{C}\pm 5\text{ }^\circ\text{C}$, $U\approx 25\text{ В}$ при стабилизации тока по напряжению до образования отверстия. После утонения фольги последовательно промывали в дистиллированной воде и в ацетоне и тщательно просушивали.

Тонкая структура была изучена при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для обеспечения достоверности результатов на каждое состояние было приготовлено и изучено по 3-4 фольги с различных участков образцов, в работе приведены наиболее типичные микроструктуры, развивающиеся в образцах после термомеханической обработки.

Анализ дифракционных картин в просвечивающем электронном микроскопе проводился при помощи измерения расстояния от центрального рефлекса до других рефлексов, присутствующих на дифракционной картине. Плоскости, соответствующие наблюдаемым рефлексам, определялись по межплоскостному расстоянию и углами между рефlekсами. Межплоскостное расстояние определялось по формуле:

$$R_{hkl} = \lambda L / d_{hkl} \quad (2.5)$$

где R_{hkl} – длина вектора обратной решетки (расстояние центрального рефлекса до других рефлексов), λ – длина волны электронов, L – дифракционная длина, d_{hkl} – межплоскостное расстояние семейства плоскостей hkl .

Индексы плоскостей hkl определялись из соотношения между межплоскостным расстоянием d_{hkl} и параметром решетки a . Для кубической решетки данное соотношение выглядит следующим образом:

$$h^2 + k^2 + l^2 = a^2 / d_{hkl}^2 \quad (2.6)$$

Измерялся угол между двумя выбранными для анализа векторами обратной решетки и этим векторам приписывались знаки и индексы в соответствии со значением угла. Знаки и положение индексов находили путем сравнения измеренного угла между векторами обратной решетки с рассчитанным углом:

$$\cos \alpha = (g_1 g_2) / (|g_1| |g_2|) \quad (2.7)$$

Остальные рефлексы, присутствующие на дифракционной картине, рассчитывались при помощи правил сложения векторов.

Определение разориентировок (суб)зеренных границ проводили также по Кикучи-линиям [39, 40]. Точность определения разориентировки составляла $\pm 0,25^\circ$. Разориентировка границ (суб)зерен определялась методом Кикучи-линий [41]. Количество границ, анализируемых для каждого из деформированных состояний, составляло не менее 80. Точную ориентировку кристалла по линиям Кикучи проводили по стандартной методике [41] следующим образом. На электронограмме выбирали три пары линий Кикучи

таким образом, чтобы линии пересечения соответствующих плоскостей с экраном образовывали треугольник (рис. 2.3). Индексирование линий Кикучи проводили аналогично индексированию точечной дифракционной картины, только расчет межплоскостных расстояний выполняли по измерению расстояния между линиями Кикучи, а положение и знак индексов (hkl) уточняли по углам между соответствующими линиями Кикучи. Далее рассчитывали три оси зоны, т.е. линии пересечения выбранных для анализа плоскостей, т.е. $u_{1,2} = k_1l_2 - l_1k_2$; $v_{1,2} = l_1h_2 - h_1l_2$; $w_{1,2} = h_1k_2 - k_1h_2$. Поскольку ось зоны – это вектор, то расчет проводили с учетом заданного направления, например, навстречу падающему пучку электронов для всех трех осей зон.

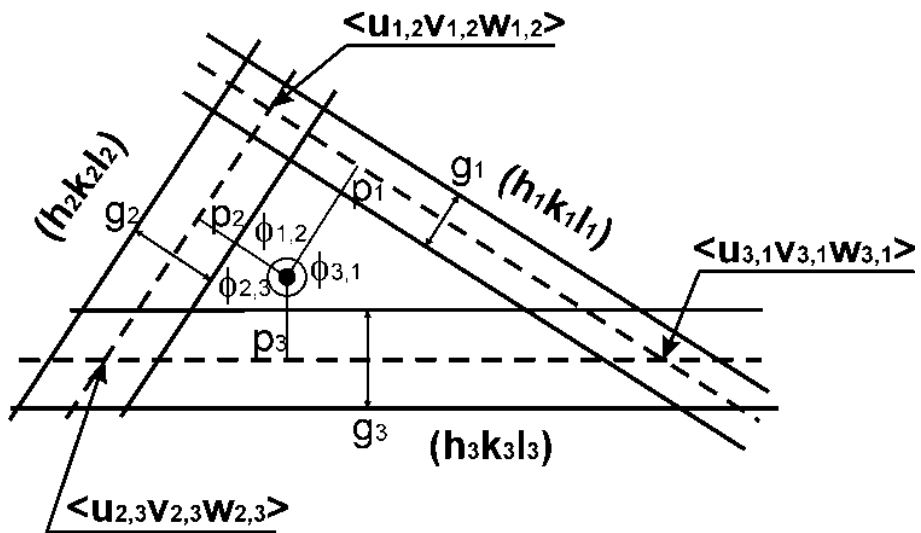


Рис. 2.3 Схема индцирования линий Кикучи

Определяли угол между одной из осей зоны и плоскостью, индексы которой не использовали для расчета этой оси зоны. Например:

$$\cos \alpha = \frac{u_{1,2}h_3 + v_{1,2}k_3 + w_{1,2}l_3}{(u_{1,2}^2 + v_{1,2}^2 + w_{1,2}^2)(h_3^2 + k_3^2 + l_3^2)^{0,5}} \quad (2.8)$$

Величина рассчитанного угла меньше 90° свидетельствует о корректно выполненном индцировании. Если угол больше 90° – знаки в индексах всех плоскостей меняли на противоположные. Зная точные индексы трех

плоскостей $(h_i k_i l_i)$, можно точно рассчитать направление оси зоны UVW, проходящей через центральный максимум на дифракционной картине. Измерив расстояние (p_i) от центрального максимума до линии пересечения плоскости $(h_i k_i l_i)$ с плоскостью экрана (фотопластинки), определяли угол между осью зоны и данной плоскостью: $\text{tg } \alpha_i = L/p_i$. Точные значения UVW рассчитывали, решив систему трех уравнений скалярного произведения векторов [UVW] и $(h_i k_i l_i)$.

Для кубических кристаллов уравнения имеют вид:

$$\cos \alpha_i = \frac{h_i U + k_i V + l_i W}{\sqrt{(h_i^2 + k_i^2 + l_i^2)(U^2 + V^2 + W^2)}} \quad (2.9)$$

Для однозначного описания кристаллографической ориентации кристаллита необходимо определить индексы еще одного направления (плоскости). Таким направлением может быть направление указки микроскопа или направление «к оператору», которое точно определяется краем цифрового фотографического изображения микродифракции. Индексы такого направления легко рассчитать по любым трем известным направлениям и измеренным на картине микродифракции углам между известными и искомым направлениями описанным выше способом. Угловую разориентировку рассчитывали из матрицы разориентировки, $R = A_1 A_2^{-1}$, где A_1 и A_2 - ориентационные матрицы смежных зерен или субзерен. Угол разориентировки определяется следом матрицы R: $\theta = \arccos ((\sum R_{ii} - 1)/2)$. Направление разориентировки для кубической решетки: $[R_{32} - R_{23}, R_{13} - R_{31}, R_{21} - R_{12}]$.

2.9 Методика определения разориентировки границ зерен методом EBSD-анализа

Разориентировку границ зерен определяли методом EBSD-анализа на растровом электронном микроскопе Quanta Nova Nano Sem 450 FEG с приставками для определения разориентировок для анализа картин микродифракции отраженных электронов. Границы с углом разориентировки менее 2° в исследованиях не учитывались.

Средний угол разориентировки границ кристаллитов определяли как:

$$\theta_{cp} = \frac{\sum (\theta_i \cdot N_i)}{\sum N_i}, \quad (2.5)$$

где θ_{cp} – средний угол разориентировки, (°); θ_i – угол разориентировки i -той границы, (°); N_i – количество границ с углом разориентировки θ_i .

2.10 Техника безопасности

Общие правила техники безопасности в лаборатории:

1. Работать в лаборатории необходимо в халате, защищая одежду и кожу от попадания и разъедания реактивами и обсемененности микроорганизмами.
2. Каждый должен работать на закрепленном за ним рабочем месте. Переход на другое место без разрешения преподавателя не допускается.
3. Рабочее место следует поддерживать в чистоте, не загромождать его посудой и побочными вещами.
4. Студентам запрещается работать в лаборатории без присутствия преподавателя или лаборанта, а также в неустановленное время без разрешения преподавателя.
5. До выполнения каждой лабораторной работы можно приступить только после получения инструктажа по технике безопасности и разрешения преподавателя.

6. Приступая к работе, необходимо: осознать методику работы, правила ее безопасного выполнения; проверить соответствие взятых веществ тем веществам, которые указаны в методике работы.

7. Опыт необходимо проводить в точном соответствии с его описанием в методических указаниях, особенно придерживаться очередности добавления реактивов.

8. Для выполнения опыта пользоваться только чистой, сухой лабораторной посудой; для отмеривания каждого реактива нужно иметь мерную посуду (пипетки, бюретки, мензурку, мерный цилиндр или мерный стакан); не следует выливать избыток налитого в пробирку реактива обратно в емкость, чтобы не испортить реактив.

9. Если в ходе опыта требуется нагревание реакционной смеси, надо следовать предусмотренным методическим указаниям способа нагрева: на водяной бане, на электроплитке или на газовой горелке и др. Сильно летучие горючие вещества опасно нагревать на открытом огне.

10. Пролитые на пол и стол химические вещества обезвреживают и убирают под руководством лаборанта (преподавателя) в соответствии с правилами.

11. При работе в лаборатории следует соблюдать следующие требования: выполнять работу нужно аккуратно, добросовестно, внимательно, экономно, быть наблюдательным, рационально и правильно использовать время, отведенное для работы.

12. По окончании работы следует привести в порядок свое рабочее место: помыть посуду, протереть поверхность рабочего лабораторного стола, закрыть водопроводные краны, выключить электрические приборы.

Правила техники безопасности в лаборатории при работе с кислотами и щелочами:

1. Кислоты и щелочи в большинстве относятся к веществам повышенного класса опасности и способны вызвать химические ожоги и

отравления. Поэтому необходимо внимательно следить за тем, чтобы реактивы не попадали на лицо, руки и одежду.

2. Не ходить по лаборатории с концентрированными кислотами и щелочами, а наливать их только в отведенном для этого месте.

3. Разливать концентрированную азотную, серную и соляную кислоты следует только при включенной вентиляции в вытяжном шкафу.

4. Запрещается набирать кислоты и щелочи в пипетку ртом. Для этого следует применять резиновую грушу и прочее оборудование для отбора проб.

5. Для приготовления растворов серной, азотной и других кислот необходимо их приливать к воде тонкой струей при непрерывном перемешивании, а не наоборот. Приливать воду в кислоту запрещается!

6. Растворять твердые щелочи следует путем медленного добавления их небольшими кусочками к воде при непрерывном перемешивании. Кусочки щелочи нужно брать только щипцами.

7. При смешивании веществ, которое сопровождается выделением тепла, необходимо пользоваться термостойким толстостенной стеклянной или фарфоровой посудой.

8. Разлитые кислоты или щелочи необходимо немедленно засыпать песком, нейтрализовать, и только после этого проводить уборку.

9. При попадании на кожу или одежду кислоты, надо смыть ее большим количеством воды, а затем 3-5% раствором пищевой соды или разбавленным раствором аммиака.

10. При попадании на кожу или одежду щелочи, после смывания ее большим количеством воды, нужно провести обработку 2-3% раствором борной, лимонной или уксусной кислотами.

11. Вещества, фильтры, бумагу, использованные при работе, следует выбрасывать в специальное ведро, концентрированные растворы кислот и щелочей также сливать в специальную посуду.

Правила техники безопасности в лаборатории с химической посудой:

1. Основным травмирующим фактором, который связан с использованием стеклянной посуды, аппаратов и приборов, являются острые осколки стекла, способные вызвать порезы тела работающего, а также ожоги рук при неосторожном обращении с нагретыми до высокой температуры частями стеклянной посуды.

2. Размешивать реакционную смесь в сосуде стеклянной палочкой или шпателем надо осторожно, не допуская разлома сосуда. Держать сосуд при этом необходимо за ее горловину.

3. Перенося сосуды с горячей жидкостью, надо держать их двумя руками: одной – за дно, другой – за горловину, используя при этом полотенце (чтобы избежать ожогов кистей и пальцев рук).

4. При закрывании толстостенной посуды пробкой следует держать ее за верхнюю часть горловины. Нагретый сосуд нельзя закрывать притертой пробкой пока он не охладится.

5. В опытах с нагревом необходимо пользоваться посудой, которая имеет соответствующую маркировку.

6. В случае пореза стеклом нужно сначала внимательно осмотреть рану и извлечь из нее осколки стекла, если они есть, а затем обмыть раненное место 2% раствором перманганата калия, смазать йодом и завязать бинтом или заклеить лейкопластырем.

Меры первой помощи при отравлениях неорганическими веществами:

Азотной кислотой. Свежий воздух, покой, тепло. Вдыхание кислорода. Сульфадимезин или иной сульфаниламидный препарат (2 г), аскорбиновая кислота (0,5 г), кодеин (0,015 г). Искусственное дыхание. Консультация врача.

Серной кислотой. Свежий воздух. Промыть верхние дыхательные пути 2%-ым раствором пищевой соды. В нос – 2-3 капли 2% раствора эфедрина. Теплое молоко с содой, кодеин (0,015 г) или дионин (0,01 г). При попадании в органы пищеварения смазать слизистую рта 2% раствором дикаина. Промывание желудка большим количеством воды. Внутрь принять:

столовую ложку оксида магния на стакан воды каждые 5 минут, яичный белок, молоко, крахмальный клейстер, кусочки сливочного несоленого масла, кусочки льда. Нельзя вызывать рвоту и применять карбонаты. Консультация врача.

Щелочами. Вдыхание теплого водяного пара (в воду добавить немного лимонной кислоты). Внутрь – теплое молоко с медом, кодеин (0,015 г) или дионин (0,01 г). Горчичники. При попадании в органы пищеварения смазать слизистые оболочки рта и горла 1% раствором новокаина. Внутрь – по столовой ложке 1% раствора лимонной кислоты каждые 3-5 минут, крахмальный клейстер с добавлением лимонной или уксусной кислоты, 2-3 столовые ложки растительного масла, кусочки льда. Консультация врача.

Меры первой помощи при отравлениях органическими веществами:

Эфиром, хлороформом, спиртом. Свежий воздух. Внутрь 0,03 г фенамина или 0,1 г коразол, или 30 капель кордиамина, или 0,5 г камфоры. Искусственное дыхание и вдыхание кислорода.

Глава 3 Результаты исследований и их обсуждение

3.1 Металлографические исследования

3.1.1 Микроструктура аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L

Металлографические исследования показали, что исходная микроструктура аустенитной стали типа 316L достаточно однородна и состоит из аустенитных зерен размером 20 мкм, доля высокоугловых границ 97 % (рис. 3.1).

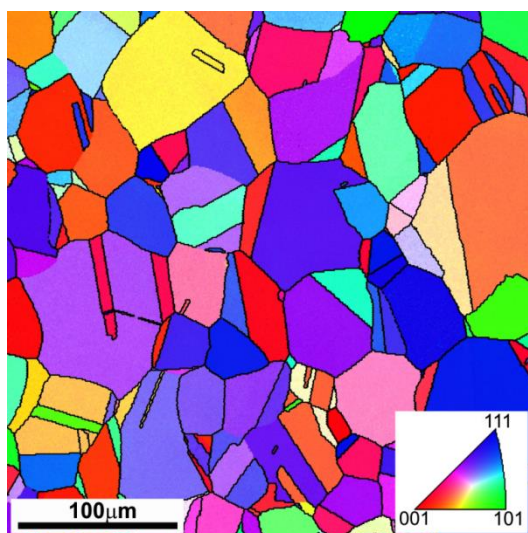


Рис. 3.1 Микроструктура аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L в исходном состоянии

Микроструктуры стали типа 316L, сформировавшиеся в процессе деформационно-термической обработки при различных температурах, представлены на рис. 3.2.

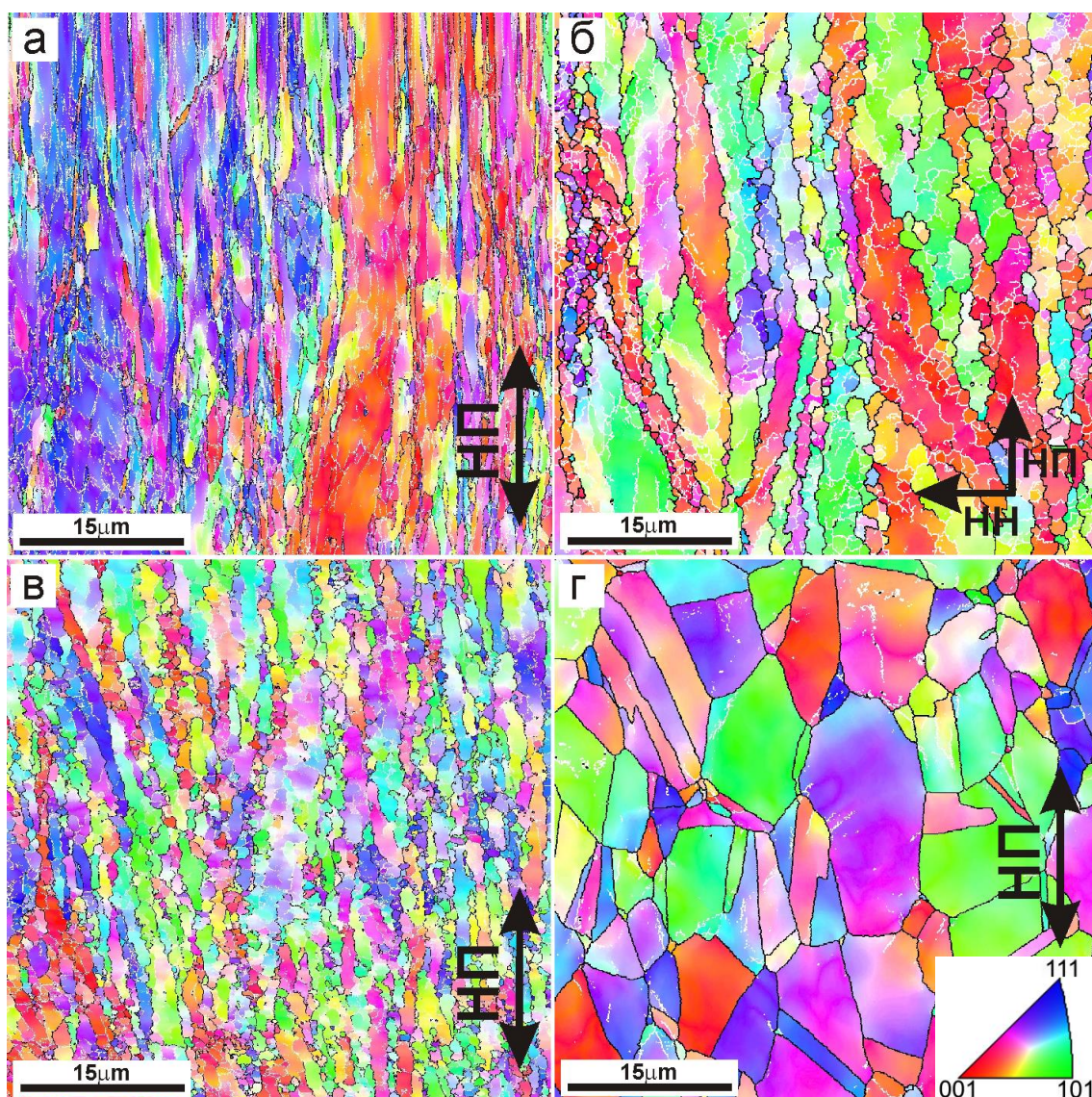


Рис. 3.2 Микроструктура аустенитной нержавеющей стали типа 316L после прокатки при 500 °С (а), 600 °С (б), 700 °С (в) и 900 °С (г). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно

Микроструктура, формирующаяся в процессе деформации, существенно зависит от температуры прокатки. Видно, что прокатка при 500 °С (рис. 3.2 (а)) приводит к удлинению исходных зерен вдоль направления прокатки и формированию новых мелких зерен. Мелкие зерна так же немного удлинены в направлении течения материала. Средние поперечные размеры зерен и субзерен составили 0,945 и 0,45 мкм, соответственно. Доля высокоугловых границ составляет 35%. Формирование

данной микроструктуры в процессе деформации свидетельствует о протекании непрерывной динамической рекристаллизации. Непрерывная динамическая рекристаллизация в результате эволюции субзерен связана с развитием дислокационных субграниц, угловая разориентировка которых постепенно увеличивается с деформацией.

Прокатка при 600 °С (рис.3.2 (б)) так же характеризуется наличием вытянутых вдоль направления прокатки зерен. Формирование сетки малоугловых границ свидетельствует о протекании непрерывной динамической рекристаллизации. Однако присутствие в микроструктуре извилистых границ исходных деформированных зерен является признаком протекания процессов прерывистой динамической рекристаллизации. Средние поперечные размеры зерен и субзерен увеличились до 1,3 и 0,97 мкм, соответственно, а доля высокоугловых границ – 39 %. Следует также отметить, что теплая прокатка аустенитной стали не приводит к формированию какой-либо специфической текстуры. Волокнистая текстура $\langle 101 \rangle \parallel ND$, которая присуща ГЦК металлам, чередуется с различными ориентациями, включая $\langle 111 \rangle \parallel ND$ и $\langle 100 \rangle \parallel ND$.

С увеличением температуры прокатки до 700 °С (рис. 3.2 (в)) существенных изменений по сравнению с микроструктурами, сформировавшимися в процессе прокаток при температурах 500 и 600 °С, не происходит. Средние поперечные размеры зерен и субзерен составили 1,3 и 0,87 мкм, соответственно. Доля высокоугловых границ увеличивается до 47 %. Микроструктура стали, сформировавшаяся в процессе деформации при 700 °С, так же характеризуется наличием вытянутых зерен вдоль направления прокатки и формированием сетки малоугловых границ. Однако в микроструктуре присутствуют признаки протекания прерывистой динамической рекристаллизации, свидетельством чего является формирование новых зерен на извилистых исходных границах.

Повышение температуры прокатки до 900 °С (рис. 3.2 (г)) приводит к увеличению среднего размера зерен до 3,5 мкм. Следует отметить, что

прокатка при более высоких температурах приводит к формированию равноосных зерен, что отличается от микроструктурных изменений при более низких температурах. Доля высокоугловых границ составляет 71 %. Основными механизмами, ответственными за формирование микроструктуры в процессе прокатки при 900 °С, являются прерывистая динамическая рекристаллизация и метадинамическая рекристаллизация.

3.1.2 Микроструктура высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC

На рис. 3.3 (а) представлена исходная микроструктура высокопрочной стали типа S700MC. Металлографические исследования показали, что в исходном состоянии микроструктура представлена ферритными зернами, средний размер которых составляет ~ 5 мкм, а доля высокоугловых границ – 46 %.

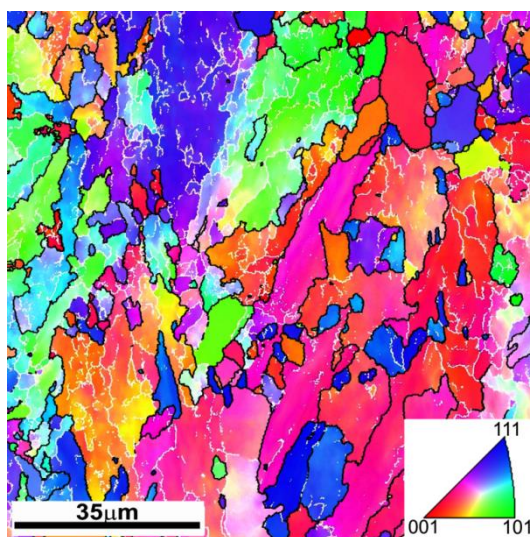


Рис. 3.3 Микроструктура высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC в исходном состоянии

На рис. 3.4 представлены микроструктуры исследуемой высокопрочной стали типа S700MC после различных деформационно-термических обработок.

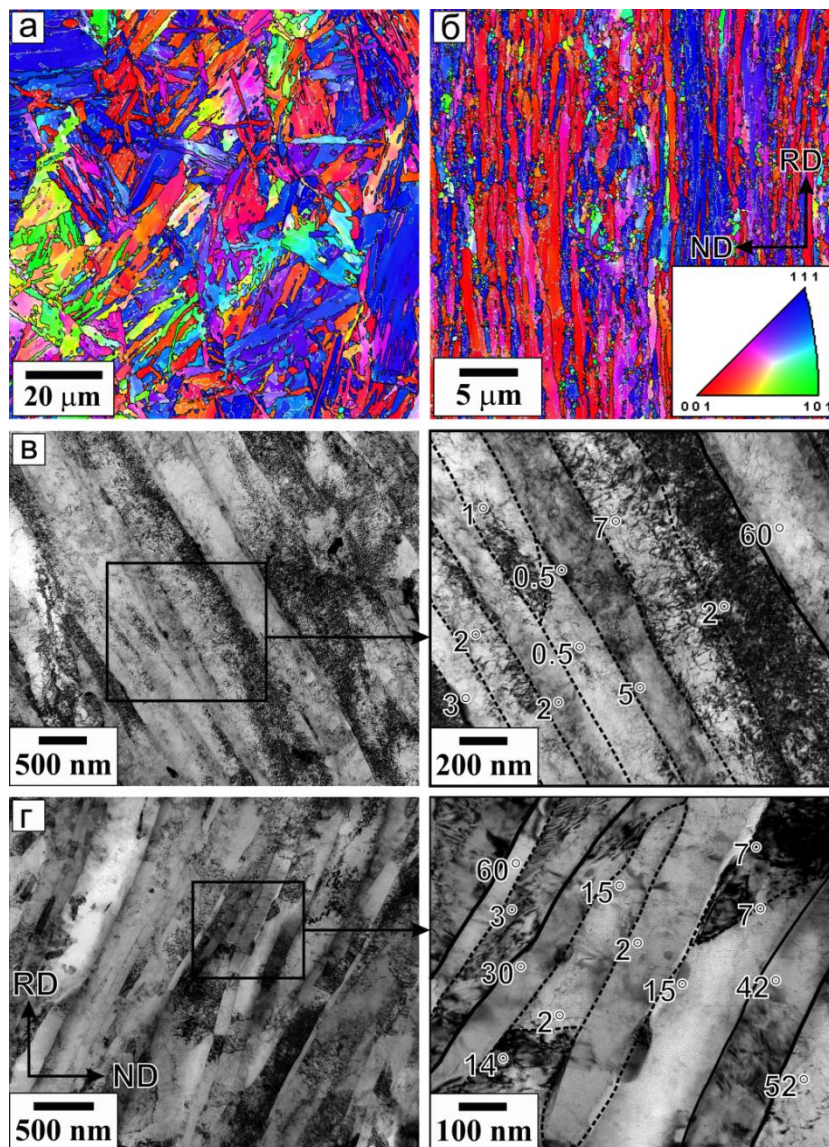


Рис. 3.4 Микроструктуры стали типа S700MC после аустемпинга (а), (в), и темпформинга при 650 °С (б), (г)

Аустемпинг приводит к формированию структуры речного мартенсита (рис.3.4 (а)). Величина исходного аустенитного зерна 18-20 мкм. Зерна в свою очередь состоят из пакетов, разделенных на блоки размером 1,5 мкм. Доля высокоугловых границ составляет 61 %.

В процессе темпформинга высокопрочная сталь типа S700MC характеризуется формированием ультрамелкозернистой слоистой микроструктуры, которая состоит из вытянутых вдоль направления прокатки зерен, средний поперечный размер которых составляет 530 нм (рис. 3.4 (б)). Доля высокоугловых границ – 43 %. После темпформинга сталь характеризуется формированием волокнистой текстуры деформации $\langle 001 \rangle \parallel \text{ND}$ и $\langle 111 \rangle \parallel \text{ND}$ (представлено красным и синим цветом, на рис. 3.4 (б))

Тонкие структуры образцов стали типа S700MC, подвергнутой аусформингу и темпформингу, представлены на рис. 3.4 (в) и 3.4 (г). Микроструктура исследуемой стали после аусформинга состоит из удлиненных мартенситных зерен с достаточно высокой плотностью дислокаций $5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Поперечный размер реек составляет 200 нм, а угол разориентировки между ними в основном ниже 3° (рис. 3.4 (в)). Темпформинг приводит к формированию тонкой слоистой структуры со средним поперечным размером субзерен 100 нм, плотность дислокаций составляет $8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Границы между удлиненными зернами/субзернами представлены смесью мало- и высокоугловых границ (рис. 3.4 (г)).

Обе сформированные микроструктуры характеризуются образованием карбидов M_{23}C_7 на границах/субграницах реек, блоков, пакетов и исходных аустенитных зерен (рис. 3.5 (а) и 3.5 (б)). Кроме того, во всем отпущенном мартенсите наблюдается формирование карбонитридов $\text{M}(\text{C}, \text{N})$, средний размер которых оставляет 10 нм. Микроструктура после темпформинга характеризуется более однородным распределением карбидов, чем микроструктура, сформировавшаяся в процессе аусформинга. Как показано на рис. 3.5 (в), размеры частиц карбидов варьируются от 7 до 160 нм. После обеих обработок на высокоугловых границах формируются относительно крупные частицы карбидов, а частицы меньших размеров расположены на малоугловых границах. Средний размер карбидов на границах составляет около 50 нм после обеих обработок. Видно, что распределения частиц по размерам имеют максимальные значения в диапазоне от 40 до 50 нм

независимо от типа обработки, хотя темпформинг обеспечивает более однородное распределение карбидов по границам (рис. 3.5 (в)).

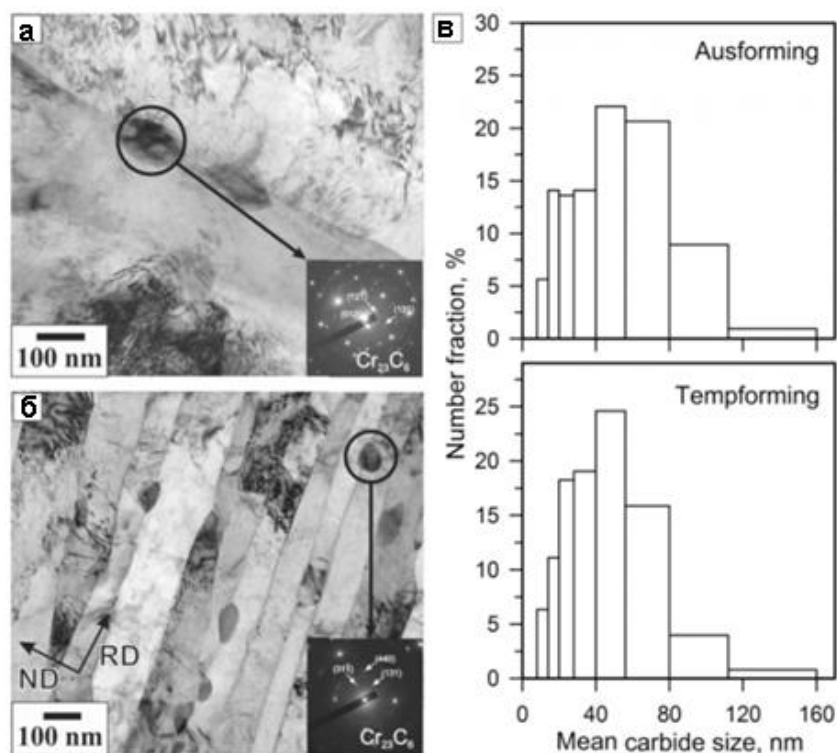


Рис. 3.5 ПЭМ-фотография стали типа S700MC, подвергнутой аусформингу (а) и темпформингу (б). Распределение размеров частиц карбида в стали S700MC, подвергнутой различным обработкам (в)

3.2 Механические свойства исследуемых сталей

3.2.1 Влияние температуры прокатки на механические свойства коррозионностойкой аустенитной стали типа 316L

На рис. 3.6 представлена серия диаграмм напряжение – удлинение, полученных после механических испытаний на растяжение при комнатной температуре.

Из графика и таблицы видно, что сталь в исходном состоянии обладает относительно высокими пределом прочности $\sigma_B \sim 600$ МПа и показателями

пластичности $\delta \sim 86\%$, однако основным недостатком данной стали является низкий предел текучести $\sigma_{0.2} \sim 240$ МПа.

Прокатка заметно повышает прочностные свойства (предел текучести и предел прочности), но наряду с этим резко снижаются характеристики пластичности (относительное удлинение). С повышением температуры прокатки происходит снижение характеристик прочности, но одновременно с этим растут пластические свойства [42].

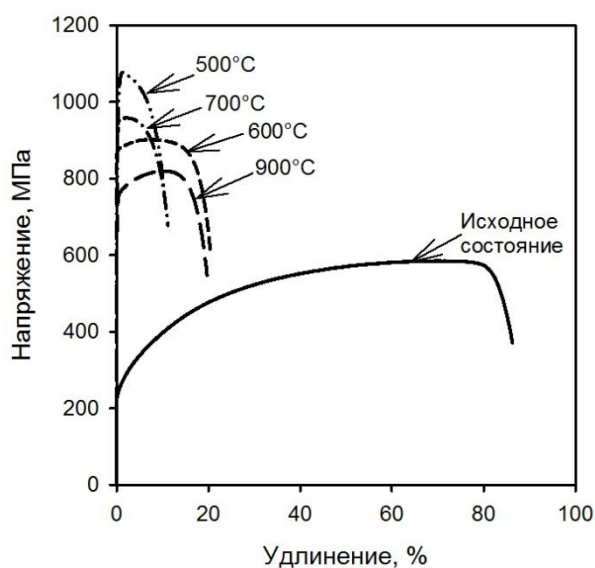


Рис. 3.6 Графики растяжения образцов стали типа 316L при комнатной температуре

Механические свойства при комнатной температуре коррозионностойкой аустенитной стали после прокатки при различных температурах представлены в таблице 3.3. Предел прочности в исходном состоянии составлял 580 МПа, в то время как у стали, прокатанной при температуре 500 °С, он составил 1080 МПа. Предел текучести увеличился с 230 до 945 МПа. Однако относительное удлинение снизилось с 86 % в исходном состоянии до 10,5 % после прокатки при 500 °С.

Прокатка в лист при температуре 600 °С позволяет увеличить предел прочности до 900 МПа и предел текучести до 870 МПа, а относительно удлинение составляет 20 %. Таким образом, прокатка при температуре

600 °С позволяет получить высокие прочностные характеристики, при этом сохранить удовлетворительные показатели пластичности.

Таблица 3.3

Механические свойства стали типа 316L, подвергнутой прокатке при различных температурах

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Исходное состояние	230	580	86,2
Прокатка при 500°С, $\epsilon=2$	945	1080	10,5
Прокатка при 600°С, $\epsilon=1,2$	870	900	20
Прокатка при 700°С, $\epsilon=2$	875	960	11,5
Прокатка при 900°С, $\epsilon=2$	720	820	20

Повышение прочностных характеристик связано со структурными изменениями, обусловленными протеканием процессов динамической рекристаллизации.

3.2.2 Влияние аусформинга и темпформинга на механические свойства высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC

На рис. 3.7 представлены инженерные кривые напряжение-деформация, полученные после испытаний на растяжение образцов стали типа S700MC при комнатной температуре. Значения предела прочности (σ_B), предела текучести ($\sigma_{0,2}$), относительного удлинения (δ), полученные в результате испытаний на растяжение при комнатной температуре, приведены в таблице 3.4.

Из рис. 3.7 и таблицы 3.4 видно, что сталь в исходном состоянии демонстрирует достаточно высокие прочностные свойства и высокие показатели пластичности.

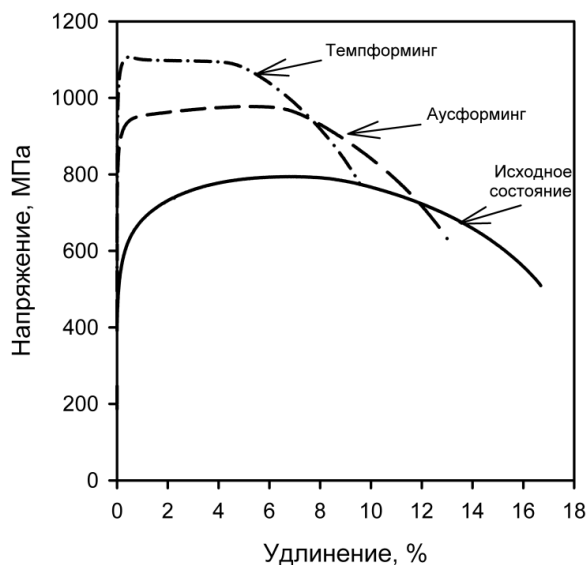


Рис. 3.7 Графики растяжения стали типа S700MC, подвергнутой различным обработкам

После аусформинга кривая растяжения σ - ε демонстрирует заметное деформационное упрочнение, за которым следует кажущаяся установившаяся стадия с довольно низкой скоростью упрочнения (рис. 3.7). После начала пластического течения образец, подвергнутый темпформингу, проявляет короткую стадию деформационного упрочнения и четко определенное пиковое напряжение, за которым следует плато (рис. 3.7). После начала пластической неустойчивости и образования шейки в образцах обоих состояний наблюдаются относительно большие деформации.

Таблица 3.4

Механические свойства стали типа S700MC

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Исходное состояние	570	795	17
Аусформинг, $\varepsilon = 0,9$	910	980	13
Темпформинг, $\varepsilon = 1,5$	1090	1110	10

Значения пределов прочности и текучести стали, подвергнутой аусформингу, достигают 980 и 900 МПа, соответственно. Такая высокая прочность сочетается с удовлетворительной пластичностью: общее удлинение составляет около 13%. Темпформинг значительно повышает прочность благодаря формированию ультрамелкозернистой слоистой структуры. Предел прочности и предел текучести практически одинаковы и составляют, соответственно, 1110 и 1090 МПа. Увеличение прочности после темпформинга сопровождается уменьшением общего удлинения до 9% (табл.3.4).

3.2.3 Влияние аусформинга и темпформинга на ударную вязкость высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC

Образцы после испытаний на ударную вязкость показаны на рис. 3.8. Видно, что у образцов, подвергнутых аусформингу, трещины распространяются непосредственно через центральные части образцов || TD во всем температурном интервале испытаний. Образцы, подвергнутые темпформингу, проявляют расслаивание, т.е. трещины распространяются вдоль образцов для испытаний на удар, а также появляются зигзагообразные трещины.



Рис. 3.8 Образцы стали типа S700MC, подвергнутые аусформингу и темпформингу. Стрелками показано направление удара

На рис. 3.9 представлены кривые зависимостей нагрузки и поглощенной энергии от прогиба, полученные после испытаний на ударную вязкость при комнатной и пониженных температурах. На кривых указаны характерные точки: P_{GY} – начало пластической деформации, P_m – зарождение трещины, P_F – начало неконтролируемого распространения трещины и P_A – затупление трещины при доломе [34-39].

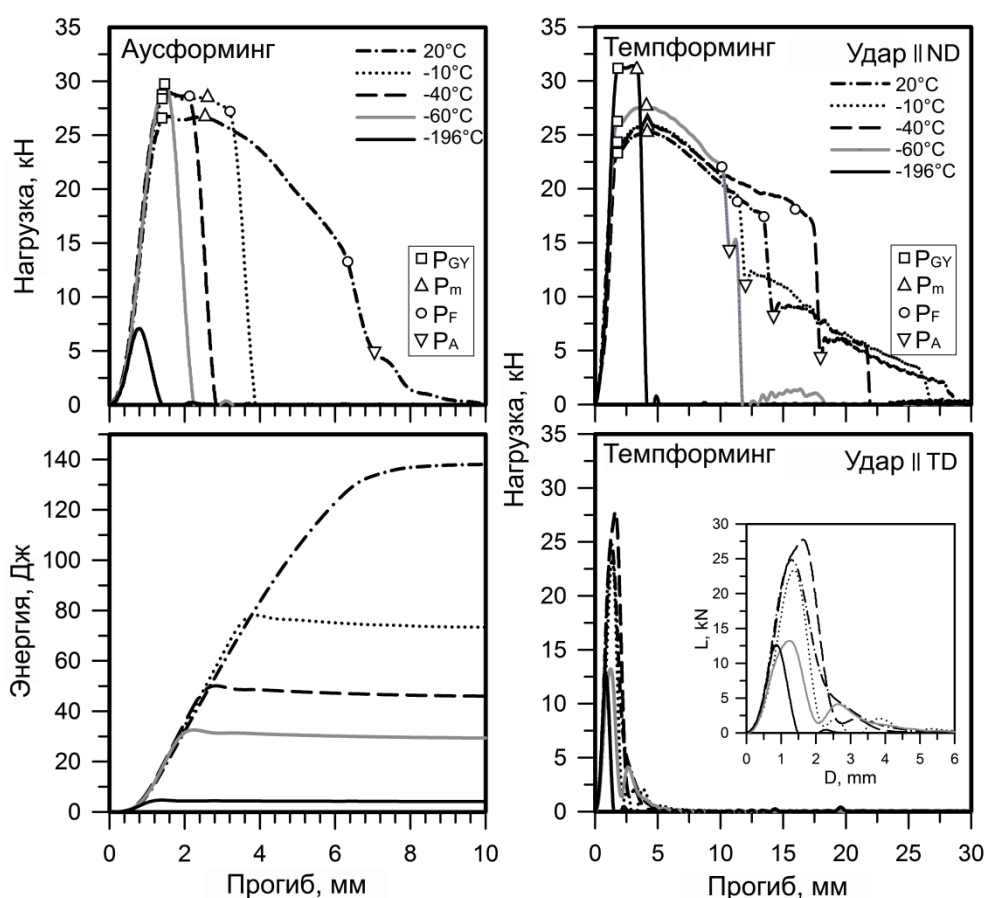


Рис. 3.9 Кривые зависимостей нагрузки и поглощенной энергии от прогиба стали типа S700MC после испытаний на ударный изгиб

Образец стали после аусформинга, подвергнутый испытанию на ударный изгиб при комнатной температуре, демонстрирует большую поглощенную энергию 140 Дж. Полная энергия разрушения в основном расходуется на инициирование трещины критического размера, а также на

стадию стабильного распространения трещины. Снижение температуры испытания сокращает стадию стабильного распространения трещины. В температурном интервале $-40 - 20$ °С значения R_{GY} и R_m почти одинаковы. При -90 °С начало неустойчивого распространения трещины происходит сразу после достижения максимальной нагрузки. При температуре жидкого азота начало неустойчивого распространения трещины происходит после незначительной пластической деформации; сталь полностью охрупчивается. В отличие от общей тенденции увеличения R_{GY} и R_m с уменьшением температуры испытания на ударный изгиб, максимальная нагрузка уменьшается в 5 раз с понижением температуры испытания от -90 до -196 °С.

Зависимости ударной вязкости стали типа S700MC, подвергнутой различным обработкам, от температуры испытания показаны на рис. 3.10. Образцы, подвергнутые аусформингу, показывают значение ударной вязкости 177 Дж/см² при комнатной температуре и 98 Дж/см² при -10 °С. Дальнейшее снижение температуры испытания приводит к постепенному уменьшению значений ударной вязкости до 42 Дж/см² при -90 °С, а затем значение поглощенной энергии падает до 6 Дж/см² при температуре жидкого азота. Образцы стали типа S700MC, подвергнутые темпформингу, полностью не разрушены при $T \geq -40$ °С после испытания на удар || ND. Таким образом, реальные значения ударной вязкости данных образцов при представленных температурах должны быть выше, чем показано на рис. 3.10. Эти образцы демонстрируют превосходную вязкость благодаря раслаиванию. Высокое значение ударной вязкости 109 Дж/см² наблюдается даже при температуре жидкого азота. В противоположность этому, у образцов, подвергнутых темпформингу, испытания на ударную вязкость которых производились в направлении || TD, значения ударной вязкости лежат на нижней полке хрупко-вязкого перехода. В данном случае, температура ХВП, по-видимому, находится выше комнатной температуры.

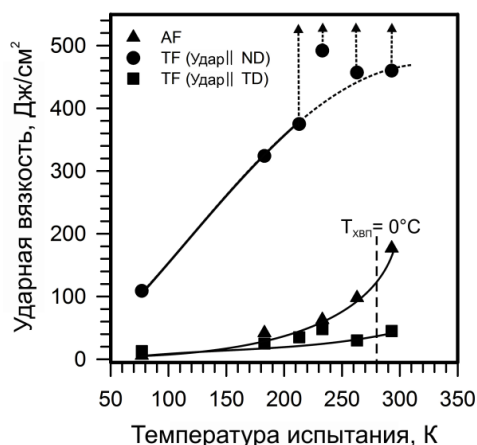


Рис. 3.10 Влияние температуры и ориентации образца на ударную вязкость стали типа S700MC. Стрелки указывают на отсутствие разрушения

Поведение стали S700MC в процессе разрушения после темпформинга значительно отличается от разрушения стали, подвергнутой аусформингу. Известно, что формирование слоистой структуры обеспечивает две основные геометрии распространения трещины, то есть распространение трещин вдоль определенных направлений и ограничение распространения трещин [49]. Слабые границы, расположенные параллельно плоскости прокатки, под действием напряжений, возникающих из-за локальных пластических несовместимостей на надрезе, приводят к расслоению [49]. Однако влияние такого расслоения на ударную вязкость весьма различно для ударных испытаний ||ND и ударных испытаний ||TD. В случае испытания на удар ||ND расслоение происходит из-за распространения трещины в направлении, перпендикулярном направлению удара: расслоение вдоль слабых границ делит основную трещину, распространяющуюся вдоль направления удара, на многочисленные трещины, распространяющиеся в перпендикулярном направлении (рис.3.11). Предполагается, что этот тип разрушения расслоением приводит к переходу от трехосного напряженного состояния в вершине трещины к двухосному плоскому напряженному состоянию, что препятствует распространению основной трещины [49]. Мелкие мартенситные блоки, и условие двухосного плоского напряженного

состояния обеспечивают эффективную остановку распространения трещины вдоль направления удара, что приводит к лучшей ударной вязкости даже при криогенных температурах. С другой стороны, расслоение вдоль слабых границ создает легкие пути распространения трещины вдоль направления удара во время испытаний || TD (рис.3.11).

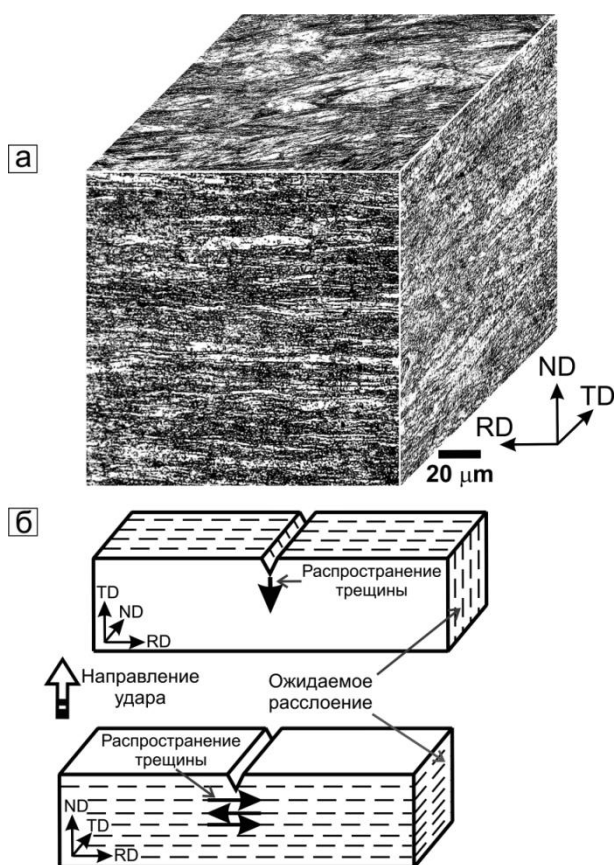


Рис. 3.11 Общий вид структуры в трех перпендикулярных направлениях (а) и схематические иллюстрации многоуровневой геометрии, показывающей расслоение (б)

3.3 Фрактографические исследования изломов высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC после испытаний на ударную вязкость

Изображения поверхностей изломов после испытаний на ударную вязкость образцов стали типа S700MC, подвергнутых аусформингу, показаны

на рис. 3.12 – 3.14. После испытания при комнатной температуре наблюдается образование и распространение вязкой трещины, доля вязкого разрушения составляет около 0,83 (рис.3.12).

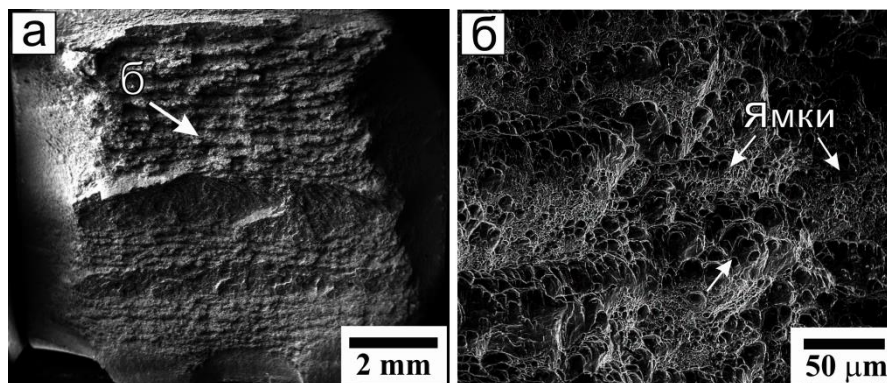


Рис. 3.12 Поверхность излома образца стали типа S700MC после испытания на ударную вязкость при температуре 20 °С, подвергнутой аусформингу: общий вид (а), большое увеличение указанной части (б)

Поверхность излома состоит из зоны зарождения трещины, зоны устойчивого распространения трещины, зоны неустойчивого распространения трещины и зоны долома [43-48]. Ямочный рельеф разрушения, возникающий в результате коалесценции микропор, наблюдается в зоне зарождения трещины, зоне распространения трещин и зоне долома. Эти зоны отличаются формой ямок. В зоне зарождения трещины количество мелких ямок заметно больше, чем крупных. В зоне долома наблюдается равномерное распределение ямок конической формы. Отдельные частицы, расположенные на «дне» ямок, предполагают образование микропор на частицах [50].

С уменьшением температуры испытания на удар зона неустойчивого распространения трещин увеличивается, а другие зоны уменьшаются. В зоне неустойчивого распространения трещин и зоне долома при -40 °С наблюдается разрушение по механизму транскристаллитного скола, хотя эта зона содержит небольшое количество мелких ямок отрыва на фасетках (рис.3.13).

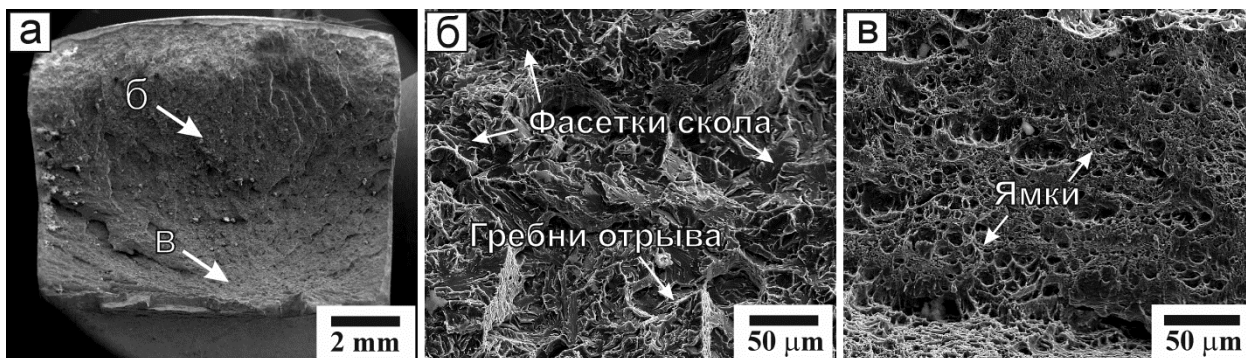


Рис. 3.13 Поверхность излома образца стали типа S700MC после испытания на ударную вязкость при температуре $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, подвергнутой аусформингу: общий вид (а), большое увеличение указанных частей (б) и (в)

Зона долома практически не наблюдается при температуре испытания $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$. Значит, уменьшение температуры испытания подавляет остановку нестабильного распространения трещины. Зоны устойчивого распространения трещин различаются как области квазискола, чередующиеся с областями мелких ямок. При температуре жидкого азота хрупкое разрушение наблюдается на всей поверхности излома (рис.3.14). Начало нестабильного распространения трещины происходит сразу же после контакта между маятником и образцом.

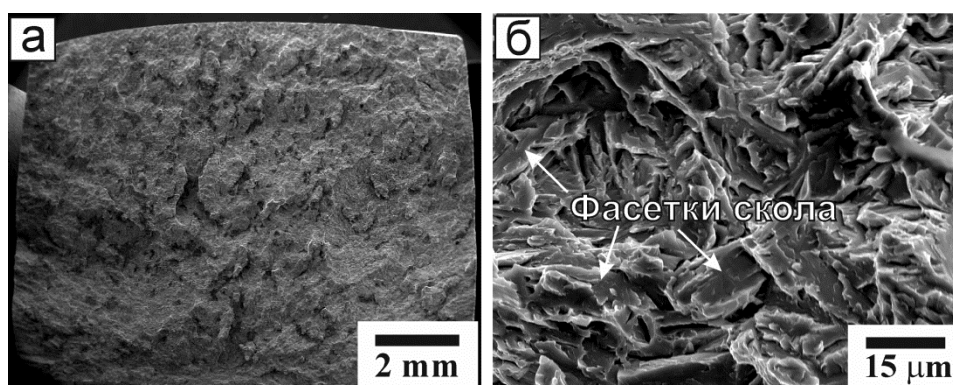


Рис. 3.14 Поверхность излома образца стали типа S700MC после испытания на ударную вязкость при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, подвергнутой аусформингу: общий вид (а), большое увеличение (б)

Изображения поверхностей изломов после испытаний на ударную вязкость $\parallel ND$ при комнатной температуре и температуре жидкого азота образцов стали типа S700MC, подвергнутых темпформингу, показаны на рисунках 3.15 и 3.16, соответственно.

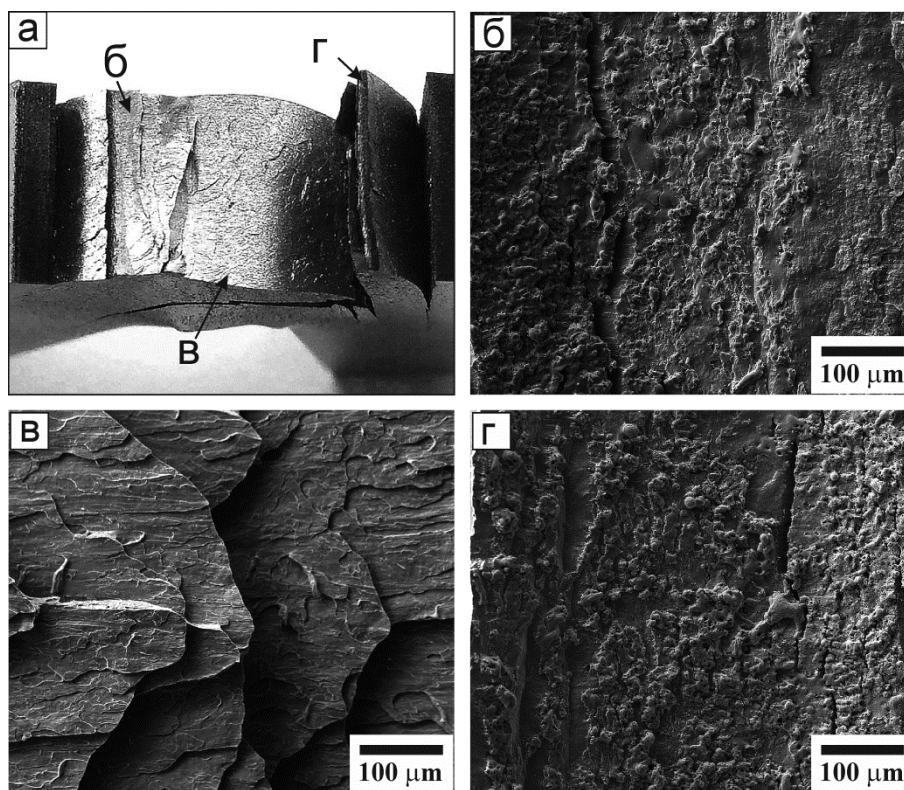


Рис. 3.15 Поверхность излома образца стали типа S700MC после испытания на ударную вязкость $\parallel ND$ при 20°C, подвергнутой темпформингу: общий вид (а), большое увеличение указанных частей (от б до г)

После испытания стали на удар $\parallel ND$ при 20 °C на стадии зарождения трещины наблюдается разрушение с образованием ямок отрыва (рис. 3.15 (б)). Затем следует стадия устойчивого распространения трещины, которое связано с расслаиванием вдоль направления RD-TD, то есть перпендикулярно направлению удара, путем транскристаллитного расщепления (рис. 3.15 (в)). Поверхность трещины состоит из достаточно плоских «уступов», образованных параллельно плоскости RD-TD [49]. Расслоение инициируется в большинстве случаев в плоскостях,

параллельных $\{100\}$, лежащих практически параллельно плоскости прокатки. Наличие вытянутых зерен вдоль $\langle 111 \rangle \parallel ND$ в структуре после темпформинга ограничивает распространение трещины вдоль плоскостей $\{100\}$ и способствует разветвлению трещины. Стоит отметить, что ямочный излом преобладает на плоскостях, перпендикулярных к расслоившимся слоям (рис. 3.15 (г)). Таким образом, очень высокая поглощенная энергия образцами во время испытаний на удар $\parallel ND$ образцов стали, подвергнутых темпформингу, объясняется остановкой распространения трещины за счет расслоения вдоль плоскости прокатки и вязкого разрушения в перпендикулярном направлении. Уменьшение температуры испытания на ударную вязкость приводит к появлению анизотропии свойств (рис. 3.16 (а)). При температуре жидкого азота на стадии зарождения трещины в отдельных участках излома наблюдаются ямки отрыва, а также наблюдаются гребни между областями квазирасщепления (рис. 3.16 (б)). Очевидно, что распространение зигзагообразной трещины обеспечивает относительно высокую энергию удара, несмотря на то, что она препятствует вязкому разрушению даже при температуре -196°C .

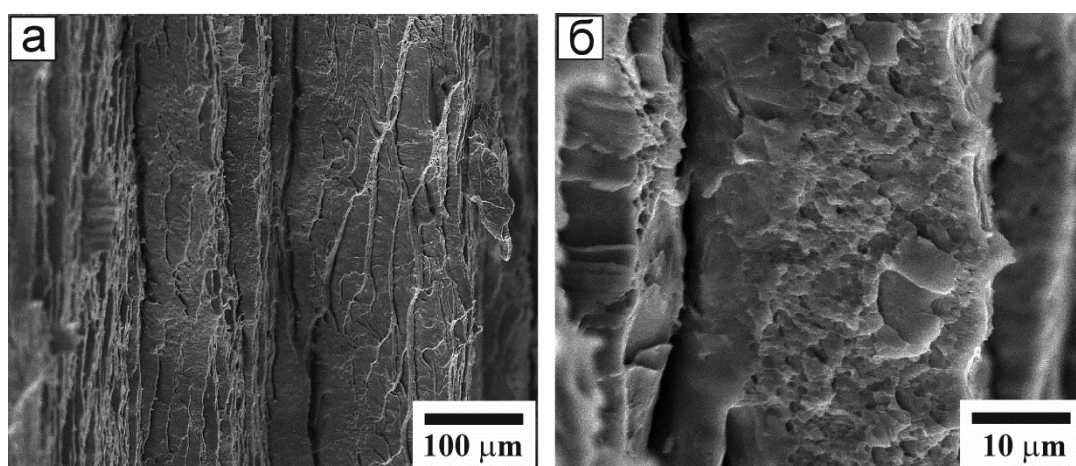


Рис. 3.16 Поверхность излома образца стали типа S700MC после испытания на ударную вязкость $\parallel ND$ при температуре жидкого азота: расслоившиеся слои (а) и вязкая составляющая (б)

Поверхности изломов стали типа S700MC, подвергнутой темпформингу, после ударных испытаний при температуре 20 °С и -196 °С показаны на рис. 3.17. Главной особенностью этих изломов является расслоение межкристаллитной трещиной вдоль направления удара независимо от температуры испытания. Глубокие расслоения распространяются вдоль плоскости прокатки, то есть перпендикулярно к направлению удара (рис. 3.17 (а) и 3.17 (г)).

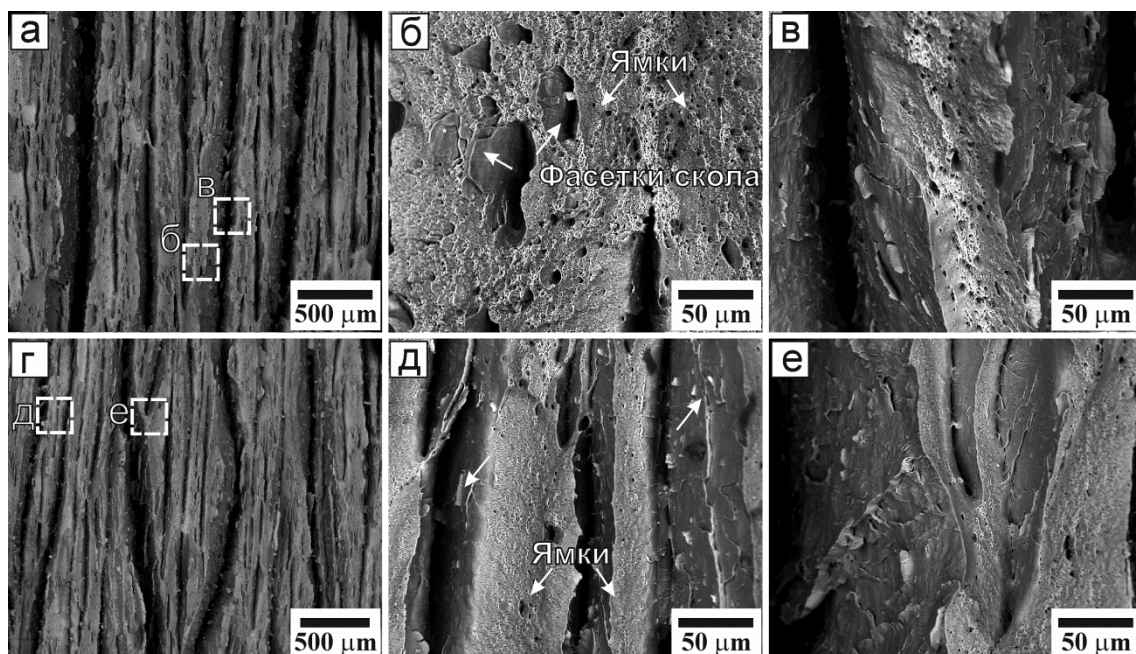


Рис. 3.17 Поверхности изломов стали типа S700MC, подвергнутой темпформингу, после ударных испытаний при температуре 20 °С (от а до в) и -196 °С (от г до е)

Таким образом, на рис. 3.17 (б) и 3.17 (д) наблюдаются небольшие углубления на гребнях между этими расслоениями. Также, на изломе наблюдаются отчетливые профили пилообразных трещин (рис. 3.17 (в) и 3.17 (е)). Глубина межзеренных расслоений уменьшается, а их плотность возрастает по мере снижения температуры ударных испытаний. Кроме того, площади зон сдвига уменьшаются с понижением температуры. Таким образом, разрушение стали типа S700MC, подвергнутой темпформингу, во

время испытаний на ударную вязкость || TD происходит главным образом за счет межкристаллитного механизма расслоения. Однако окончательное разрушение образцов происходит путем вязкого транскристаллитного разрушения на «хребтах» и в зоне сдвига, обеспечивая вязкость разрушения $K_{ICV} > 25 \text{ Дж/см}^2$ при $T \geq -90 \text{ }^\circ\text{C}$.

3.4 Исследования биметаллического материала

3.4.1 Структура биметаллического материала

Микроструктура биметаллической заготовки, полученной электрошлаковой наплавкой, показана на рис. 3.18. Зона сплавления биметаллического материала характеризуется смешанной микроструктурой со средней толщиной около 60 мкм (рис. 3.18 (а) и 3.18 (б))

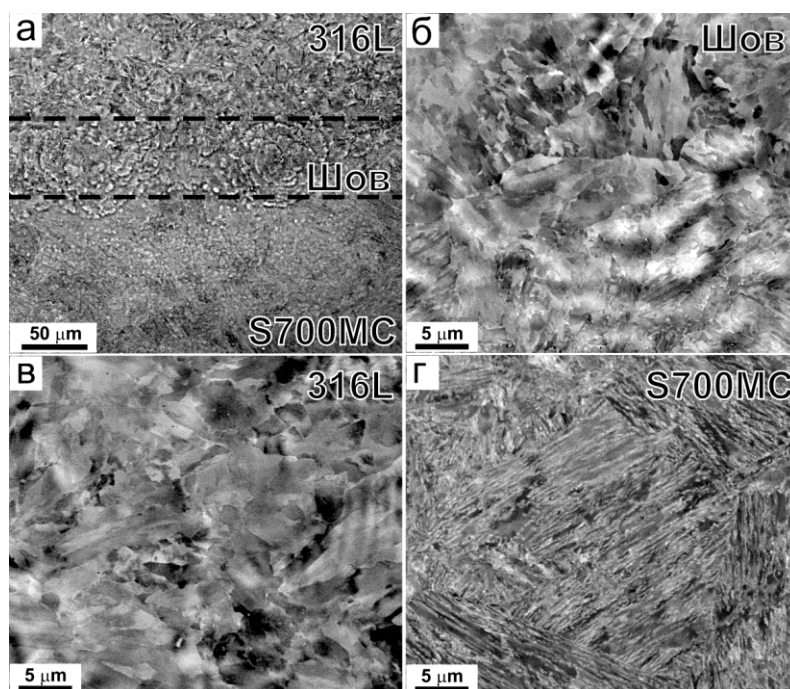


Рис. 3.18 Микроструктура биметаллического материала, полученного электрошлаковой наплавкой: (а) общий вид, (б) зона сплавления, (в) аустенитная коррозионностойкая сталь типа 316L, (г) низкоуглеродистая высокопрочная сталь типа S700MC

Основной слой биметаллического материала, представленный низкоуглеродистой высокопрочной сталью типа S700MC, состоит из закаленного реечного мартенсита, в котором зерна исходных аустенитных зерен разделены на пакеты и блоки реек мартенсита (рис. 3.18 (г)). Наплавленный слой из аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L состоит из равноосных аустенитных зерен (рис. 3.18 (в)).

На рис. 3.19 представлена микроструктура биметаллического материала, подвергнутого темпформингу в различных зонах. Зона сплавления биметалла после темпформинга трудно различима на изображениях, полученных с помощью сканирующего электронного микроскопа. Таким образом, толщина зоны сплавления биметалла составляет приблизительно 4 мкм (рис. 3.19 (а), (б)).

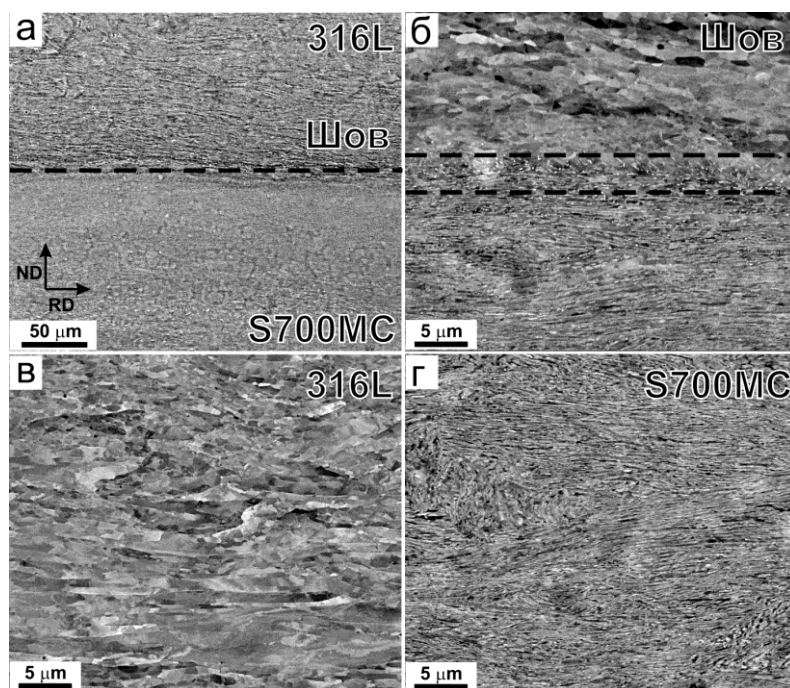


Рис. 3.19 Микроструктура биметаллического материала, полученного электрошлаковой наплавкой и последующей термомеханической обработкой: (а) общий вид, (б) зона сплавления, (в) аустенитная коррозионностойкая сталь типа 316L, (г) низкоуглеродистая высокопрочная сталь типа S700MC

Структуры обеих исследуемых сталей после деформации характеризуются удлиненными зернами вдоль направления прокатки. Полученные микроструктуры сталей после электрошлаковой наплавки и темпформинга совпадают со структурами сталей S700MC и 316L, сформировавшимися после термоформинга и теплой прокатки, соответственно.

3.4.2 Исследование микротвердости биметаллического материала

Микротвердость биметалла после исходной обработки и последующего темпформинга при температуре 650°C можно представить в виде карт распределения твердости, на которых различными цветами представлены значения HV (рис. 3.20).

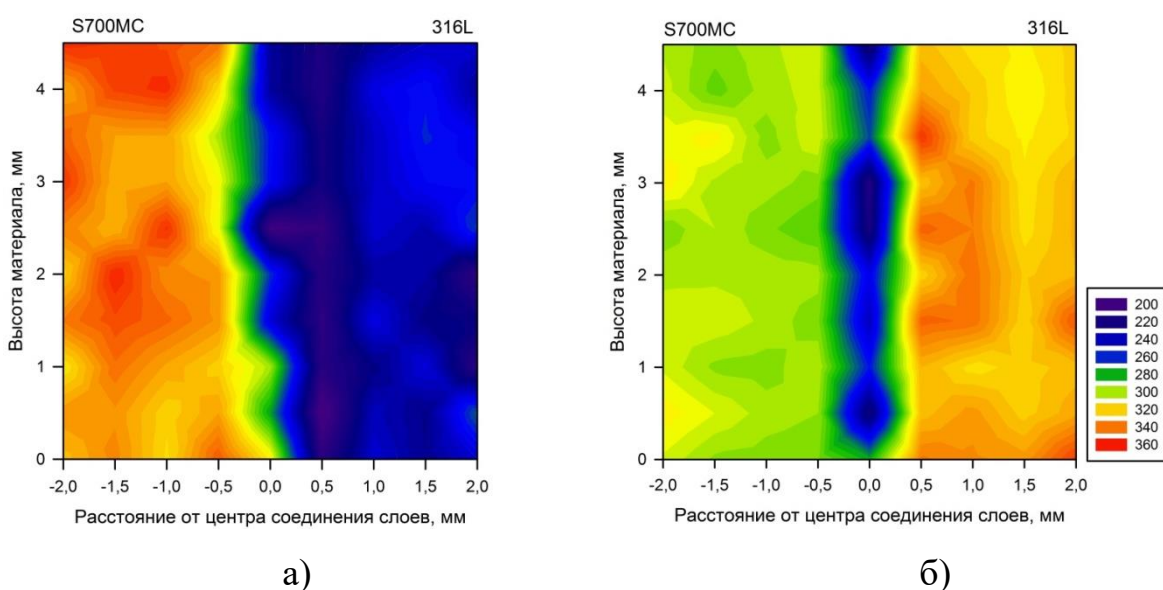


Рис. 3.20 Карта распределения микротвердости по Виккерсу по сечению образца после предварительной обработки (а) и темпформинга (б)

Микротвердость материала основного слоя из стали S700MC после предварительной обработки составляет $HV \approx 340$, а после отпуска и прокатки снижается до $HV \approx 300$. У наплавленного материала из стали 316L микротвердость значительно повышается после деформационно-термической

обработки с 230 до 330 HV по сравнению с исходным состоянием. В зоне соединения двух металлов значение микротвердости после прокатки соответствует $HV \approx 230$.

3.4.3 Ударная вязкость биметаллического материала

Ударная вязкость образцов биметалла, полученного электрошлаковой наплавкой, измерялась в двух направлениях, как показано на рис. 3.21 (а). Ударная вязкость образца с V-образным вырезом в основном слое более чем в два раза выше ударной вязкости образца с V-образным вырезом в наплавленном слое, их значения составляют 267 и 82 Дж/см², соответственно. Кривая нагрузки-перемещения первого образца типична для низкоуглеродистой высокопрочной стали типа S700MC, подвергнутой аусформингу, после испытания при комнатной температуре [4]. Полная энергия разрушения расходуется на стадию зарождения трещины до критического размера и стадию стабильного распространения трещины.

После темпформинга ударная вязкость биметаллических образцов значительно возрастает в соответствующих направлениях (рис. 3.21 (б)). После испытания на удар образца 1 излом характеризуется хрупким разрушением стали типа S700MC и вязким разрушением аустенитной стали, значение KCV составляет 127 Дж/см² (рис. 3.21 (б)). Значение ударной вязкости биметалла после темпформинга для образца 2 составляет 248 Дж/см². Вид излома представляет собой вязкое разрушение стали 316L и расслаивание стали S700MC (рис. 3.21 (б)). Расслаивание структуры происходит в направлении, перпендикулярном направлению удара, что в свою очередь тормозит разрушение. Ударная вязкость образцов с концентратом в основном слое биметалла из стали S700MC (образец 3) значительно увеличивается после темпформинга до 539 Дж/см². Излом биметалла характеризуется расслаиванием структуры металла основного слоя, который останавливает разрушение, предотвращая разрушение

наплавленного слоя из аустенитной коррозионностойкой стали 316L (рис. 3.21 (б)).

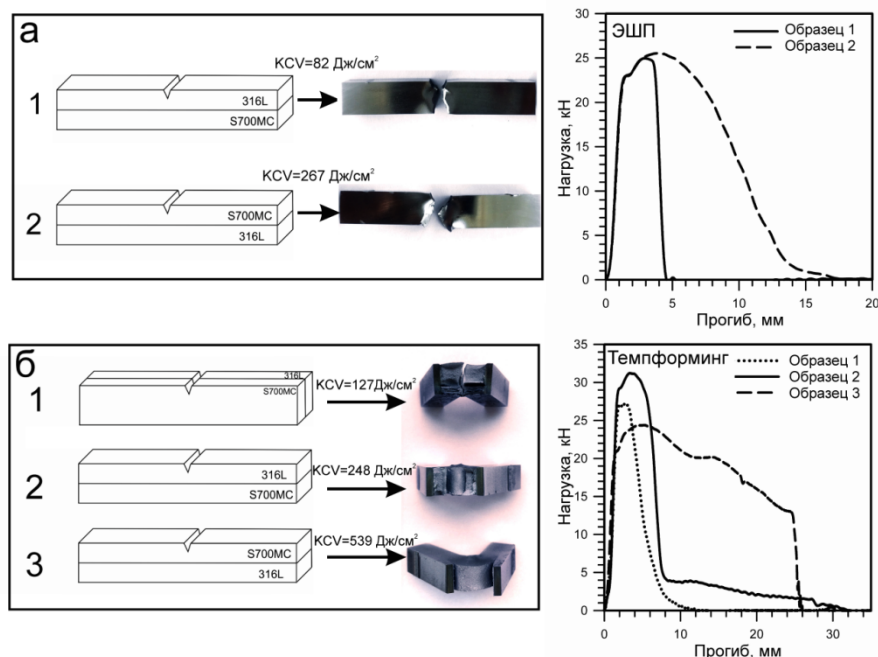


Рис. 3.21 Образцы для испытаний на ударную вязкость и кривые отклонения нагрузки после ударных испытаний биметаллического материала, полученного электрошлаковой наплавкой (а) и после темпформинга (б)

3.5 Анализ экономической целесообразности проведения работ

Выпускная квалификационная работа была реализована в научно - исследовательской лаборатории (НИЛ) «Механических свойств жаропрочных и наноструктурных материалов». НИЛ выполняет исследования по проектам, которые финансируются как правительственными структурами, так и промышленными предприятиями. Основную часть работ составляют исследования структуры и механических свойств металлов и сплавов, разработка технологий их обработки. Также проводятся лабораторные исследования таких явлений как:

- 1) природа и механизмы динамической рекристаллизации, а также процессов, происходящих при отжиге наноструктурных материалов;
- 2) механизмы ползучести и сверхпластичности металлических материалов;
- 3) природа влияния структуры на сопротивление усталости, распространение трещин, ударную вязкость, прочность и пластичность;
- 4) структурные изменения, происходящие во время таких процессов, в основе которых лежат большие пластические деформации, как равноканальное угловое прессование, многократная ковка, ротационная вытяжка, прокатка, сварка трением с перемешиванием.

На сегодняшний день в лаборатории изучают структуру и механические свойства таких материалов как:

- 1) теплотехнические стали аустенитного и мартенситного классов нового поколения для энергетического оборудования;
- 2) новые аустенитные коррозионностойкие стали для криогенной техники;
- 3) высокопрочные алюминиевые сплавы, принадлежащие к 2XXX, 5XXX, 6XXX и 7XXX сериям, а также сплавы системы Al-Li-Mg;
- 4) литейные алюминиевые сплавы типа AA356.
- 5) медные сплавы системы Cu-Cr-Zr.

Организационно-правовую форму лаборатории можно представить следующим образом: руководитель лаборатории → ведущий научный сотрудник → старшие научные сотрудники → инженеры → аспиранты → студенты.

В лаборатории работают 26 штатных сотрудников и технологов. Средний возраст сотрудников лаборатории меньше 30 лет. В лаборатории работают 5 студентов, 10 аспирантов, 13 инженеров, 3 старших научных сотрудника, 3 научных сотрудника, 3 младших научных сотрудников, 1 ведущий научный сотрудник, 1 руководитель лаборатории.

В НИЛ используется окладная форма оплаты труда. Доплаты связаны с особыми условиями работы: за интенсивность труда, за вредность производства и т.д.

Таблица 3.5

Структура цены работ

№ п/п	Наименование статей затрат	Стоимость (руб.)
1	Материалы и комплектующие	116 300
2	Затраты на заработную плату работникам, непосредственно занятым при выполнении работ.	105763
3	Затраты на социальное страхование	31 729
4	Стоимость спецоборудования и специальной оснастки, предназначенных для использования в качестве объектов испытаний и исследований	—
5	Прочие расходы	145 000
	Итого:	398 792

Таблица 3.6

Материалы, реагенты, комплектующие

№ п/п	Наименование	Ед. изм.	Кол-во	Цена ед.	Сумма	Обоснование цены
1	Лигатура (чистое железо ЖЧК)	кг	100	208	20 800	Прайс-лист поставщика
2	Лигатура (легирующие элементы)	кг	20	3200	64 000	Прайс-лист поставщика
3	Кислота хлорная	кг	5	2200	11 000	Прайс-лист поставщика
4	Кислота уксусная	кг	20	50	1 000	Прайс-лист поставщика
5	Абразивная бумага	шт	30	420	12 600	Прайс-лист поставщика
6	Суспензия (OP-S)	шт	15	400	6 000	Прайс-лист поставщика
7	Спирт	литр	2	150	300	Прайс-лист поставщика
8	Ацетон	литр	2	250	500	Прайс-лист поставщика
9	Синтетическое моющее средство	пачка	2	50	100	Прайс-лист поставщика

	Итого:				116 300	
--	--------	--	--	--	------------	--

Таблица 3.7

Расходы на оплату труда

Должность	Должностной оклад, руб.	Средняя дневная	Затраты времени на эксплуатацию,	Фонд заработной платы
Ведущий научный	8000	400	180	72 000
Лаборант	1850	92,5	365	33763
Итого				105763

Таблица 3.8

Расходы на социальное страхование

№ п/п	Содержание расходов	Сумма (руб.)	Примечание
1	Страховые взносы от суммы затрат на оплату труда работников	31729	30,2% от ΣФ ОТ
ИТОГО:		31729	

Таблица 3.9

Прочие расходы

№ п/п	Содержание расходов	Сумма (руб.)	Примечание
1	Затраты на командировки	130 000	
2	Затраты на оплату труда административно-управленческого персонала (АУП), включая страховые взносы от суммы заработной платы АУП.	–	
3	Оплата услуг связи (включая Интернет) и почты.	5000	
4	Расходы на приобретение канцелярских принадлежностей и расходных материалов для оргтехники.	10 000	
5	Арендная плата за помещения.	–	
ИТОГО:		145 000	

По результатам оценки стоимости работ, включающих затраты на заработную плату работникам, непосредственно занятым при выполнении работ, затраты на социальное страхование, материалы и комплектующие и прочие расходы, была получена общая сумма затрат на проведение исследования, которая составила 398792 рубля. Для того, что бы оценить экономическую целесообразность проведенного исследования, необходимо сравнить сумму затрат на выполнение данного исследования на базе НИЛ механических свойств жаропрочных и наноструктурных материалов с конкурирующей организацией. В качестве такой организации была выбрана лаборатория конструкционных сталей и сплавов имени академика Н. Т. Гудцова, входящая в состав ИМЕТ РАН имени А. А. Байкова. Основные исследования лаборатории направлены на изучение конструкционных сталей различных структурных классов: аустенитные, мартенситные, ферритные.

Была проведена приблизительная оценка затрат, необходимых для проведения исследования, результаты которой представлены в таблице 3.10.

Таблица 3.10

Структура цены работ конкурирующего предприятия

№ п/п	Наименование статей затрат	Стоимость (руб.)
1	Материалы и комплектующие	116 300
2	Затраты на заработную плату работникам, непосредственно занятым при выполнении работ.	163 250
3	Затраты на социальное страхование	48 975
4	Стоимость аренды спецоборудования и специальной оснастки, предназначенных для использования в качестве объектов испытаний и исследований.	200000

5	Прочие расходы	15 000
	Итого:	543 525

Из таблицы видно, что затраты на заработную плату больше у конкурирующей организации. Это связано с тем, что в данном исследовании примет участие инженер, у которого средний оклад составляет 5000 рублей.

Также у организации ИМЕТ РАН имени А. А. Байкова нет просвечивающего электронного микроскопа. Следовательно, для проведения исследования необходима аренда микроскопа у другой организации. Средняя стоимость аренды просвечивающего электронного микроскопа, включающая работу оператора, составляет 5000 рублей в час. На исследование микроструктуры стали было потрачено 40 часов. Общая сумма на аренду составляет 200000 рублей.

Сумма, необходимая лаборатории конструкционных сталей и сплавов имени академика Н. Т. Гудцова на проведение аналогичного исследования, составляет 543 525 рублей.

Для расчета экономической эффективности проведенного исследования, используется формула:

$$\Delta_{\text{эффективность}} = A - B$$

где А- сумма, необходимая конкурирующему предприятию на проведение исследования, В – сумма потраченная на проведение данного исследования.

$$\Delta_{\text{эффективность}} = 543\,525 \text{ р.} - 398\,792 \text{ р.} = 144\,733 \text{ р.}$$

Таким образом, экономическая эффективность составляет 144733 рубля. Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод, что проведение данного исследования целесообразно, так как является экономически выгодным.

Выводы

В данной работе были изучены деформированные микроструктуры аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L, подвергнутой прокатке при температурах 500, 600, 700 и 900 °С, высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC, подвергнутой аусформингу и темпформингу, а также был исследован биметаллический материал, состоящий из высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC в качестве основного слоя и аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L в качестве наплавленного слоя, после электрошлаковой наплавки и темпформинга при 650 °С. Оценено влияние деформационно-термических обработок на структуру и механические свойства исследуемых материалов. Полученные результаты можно кратко сформулировать следующим образом:

1) Деформационно-термическая обработка является эффективным способом измельчения микроструктуры в аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L. Формирующаяся в процессе деформации микроструктура стали типа 316L зависит от температуры прокатки и характеризуется развитием прерывистой и непрерывной динамической рекристаллизации. Прокатка при температуре 600 °С аустенитной стали привела к формированию сильно вытянутых вдоль направления прокатки зерен, средний поперечный размер которых составляет 1,3 мкм, которые чередуются с ультрамелкозернистыми зернами.

2) Исследуемая сталь типа S700MC, подвергнутая аусформингу, характеризуется структурой отпущенного мартенсита, в то время как темпформинг приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры со средним поперечным размером зерна 530 нм и формированием волокнистой текстуры $\langle 111 \rangle \parallel ND$ и $\langle 001 \rangle \parallel ND$. Разориентировка дислокационных субграниц после темпформинга значительно выше, чем разориентировка реек после аусформинга. Микроструктуры после

ауспорминга и темпформинга характеризуются образованием гомогенного распределения карбидов Cr_{23}C_6 , средний размер которых составляет 50 нм, вдоль границ и субграниц, а также карбонитридами М (С, N) со средним размером 10 нм.

3) Применение деформационно-термических обработок для сталей 316L и S700MC приводит к значительному увеличению прочностных характеристик. Предел текучести аустенитной стали типа 316L, подвергнутой прокатке при температуре 600 °С, увеличивается от 230 до 870 МПа по сравнению с исходным состоянием, а предел прочности стали типа S700MC, подвергнутой темпформингу, увеличивается от 795 до 1110 МПа.

4) Исследуемая высокопрочная сталь типа S700MC, подвергнутая темпформингу, обладает исключительно высокой ударной вязкостью выше 450 Дж/см² при 20 °С и 109 Дж/см² при температуре жидкого азота при испытаниях на удар в направлении ||ND. Высокая вязкость разрушения объясняется расслоением, когда разрушение происходит путем расщепления вдоль плоскости прокатки с большим поглощением энергии.

5) Электрошлаковая наплавка привела к качественному соединению слоев. Средняя толщина зоны сплавления в биметаллической заготовке после термомеханической обработки уменьшилась с 60 до 4 мкм. Структуры основного слоя и наплавленного слоя соответствуют структурам, сформировавшимся в сталях S700MC и 316L после деформационно-термических обработок. Максимальное значение ударной вязкости достигается у образцов с V-образным вырезом в основном слое и превышает 539 Дж/см². В этом случае биметаллический материал характеризуется расслоением стали S700MC, что предотвращает разрушение наплавленного слоя из аустенитной коррозионностойкой стали.

Список литературы

1. Сиротенко Л.Д., Шлыков Е.С., Абляз Т.Р. Применение биметаллических материалов в машиностроении // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – № 2-1.
2. Родионова И.Г. «Разработка коррозионностойких биметаллических материалов с высокопрочным соединением слоев путем использования электрошлаковой наплавки». Дис. д-р тех. наук. – М.: ЦНИИчермет, 2005.- 231 с.
3. K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai Recent developments in stainless steel. Mater Sci Eng. 2009. - 65 39-104.
4. Арзамасов Б. Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др. Материаловедение 2-е издание. М.: Машиностроение. 1986, 384 с.
5. Londolt-Bornstein, Creep properties of heat resistant steels and superalloys Group VII, Advanced Materials and Technologies. V.2B, pp.260-264, (1990).
6. Laha K., Kyono J., Shinya N. An advanced creep cavitation II resistance of Cu-containing 18Cr— 12Ni - Nb austenitic stainless steel. Scr. Mater. V. 56, pp. 915 – 918, (2007).
7. Caminada S., Cumino G., Cipolla L. et al. Creep Properties and Microstructural Evolution of Austenitic TEMPALLOY Steels. Creep & Fracture in High Temperature Components, 2nd ECCS Creep Conference. DEStech Publications. pp. 539 – 550, (2009).
8. Iseda A., Okadat L., Semba H., Igarashi M. Long-term creep properties and microstructure of Super304H, TP347HFG and; HR3C for Advanced USC Boilers. Proc. 5th Int. Conf. Adv. Mater. Techn. Fossil Power. Plant. CD-disk. (2007).
9. Могучева А.А., Никулин И.А., Кайбышев Р.О., Скоробогатых В.Н. Эффект Портвена –Ле Шателье и причины жаропрочности аустенитной

стали 10X18H8ДЗБР. ISSN 0026-0819. *Металловедение и термическая обработка металлов.* №3 (657), с. 42 – 49, (2010).

10. Целиков А.И. *Основы теории прокатки.* М., 1965.
11. Новиков И.И. *Теория термической обработки металлов.* М.: *Металлургия* 1986.
12. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena.* ELSEVIER (2004).
13. Duly, D., Baxter, G.J., Shercliff, H.R., Whiteman, J.A., Sellars, C.M. and Ashby, M.F. *Microstructure and local crystallographic evolution in an Al–1 wt% Mg alloy deformed at intermediate temperature and high strain-rate* *Acta Mater.* 44, pp. 2947, (1996).
14. Baxter, G.J., Furu, T., Zhu, Q., Whiteman, J.A. and Sellars C.M. *The influence of transient strain-rate deformation conditions on the deformed microstructure of aluminium alloy Al–1% Mg.* *Acta Mater.*47, pp. 2367, (1999).
15. Гольштейн, М.И. *Специальные стали: учеб. для вузов / М.И. Гольштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер.* – М.: *Металлургия*, 1985.– 408 с.
16. Гольдштейн М.И. *Металлофизика высокопрочных сплавов. Учебное пособие для вузов.* Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. М: *Металлургия*, 1986. 312 с.
17. Фетисов Г.П., Гарифуллин Ф.А. *Материаловедение и технология металлов.* Издательство: *Оникс*, 2007.
18. *Tempforming in medium-carbon low-alloy steel.* Yuuji Kimura, Tadanobu Inoue, Kaneaki Tsuzaki. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol.577, 2013, pp.S538-S542.
19. Ботвина Л.Р. *Кинетика разрушения конструкционных материалов.* – М.: *Наука*, 1989. – 230 с.
20. Владимиров В.И. *Физическая природа разрушения материалов.* – М.: *Металлургия*, 1984. – 280 с.
21. Энгель Л., Клингел Г. *Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справочник.* – М.: *Металлургия*, 1986. – 232 с.

22. Мороз Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов. – Л.: Машиностроение, 1984. – 224 с.
23. Клевцов Г.В. Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов. – М.: МИСИС, 1999. – 112 с.
24. Ботвина Л.Р., Клевцов Г.В. Металловедение и термическая обработка металлов, 1985. №2. С. 27-29.
25. Ю.П. Солнцев. Металловедение. Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. 3-е изд., перераб. и доп. -СПб.: ХИМИЗДАТ, 2004, -736с.
26. Металловедение и технология металлов/Г.П. Фетисов [и др.].– М.: Изд-во Высшая школа, 2002, -638с.
27. Мальцева Л.А. Технологические основы получения порошковых и композиционных материалов: учебное пособие. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008, -251с.
28. Металловедение: учебное пособие/Л.А. Мальцева, М.А. Гервасьев, А.Б. Кутьин.–Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2007, -339с.
29. Т. 4. Композиционные материалы с металлической матрицей/Под ред. К. Крейдера.–М.: Машиностроение, 1978, -503с.
30. А. А. Вуков, Growth of the production of bimetals Metallurg. 2009.-8 70-75; 2009.-9 61-64
31. M. I. G. Rodinova, A. A. Pavlov, A. I. Zaitsev, et al. Corrosion-Resistant Bimetals with a Strong Interlayer Bond for the Petrochemical Sector and Other Industries [in Russian], Metallurgizdat. 2011
32. A. I. Zaitsev, I. G. Rodionova, A. V. Amezhnov, and A. A. Pavlov. Current trends in the production and use of two-layer steels Metallurgist. 2013.- 56 11-12.
33. Z. Yanushkevich, A. Lugovskaya, A. Belyakov, R. Kaibyshev, Deformation microstructures and tensile properties of an austenitic stainless steel subjected to multiple warm rolling, Mater Sci Eng A 667 (2016) 279-285.
34. А.С. Луговская, Ж.Ч. Янушкевич, А.Н. Беляков. «Влияние деформационно-термической обработки на микроструктуру и механические

свойства высокопрочной низкоуглеродистой стали». Труды XVII Международной научно-технической Уральской школе – семинаре для металлургов – молодых ученых; Екатеринбург :УрФУ, 2016, с. 127 – 131.

35. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение.

36. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.

37. Фетисов Г.П., Гарифуллин Ф.А. Материаловедение и технология металлов. Издательство: Оникс, 2007.

38. ГОСТ 21073-75. Оценка среднего размера зерна.

39. Томас, Г. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. (пер. на рус. яз.) / Г. Томас, М. Дж. Гориндж // М. : Наука, 1983. – 317 с.

40. Валиев, Р. З. Кристаллогеометрический анализ межкристаллитных границ в практике электронной микроскопии / Р. З. Валиев, А. Н. Вергазов, В. Ю. Герцман // М: Наука, – 1991. – 231 с.

41. Thomas, G. Transmission Electron Microscopy of Materials, / G.Thomas, M.J. Goringe // Wiley, New York, NY – 1979. – p. 112–124.

42. Yanushkevich Z., Mogucheva A., Tikhonova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Structural strengthening of an austenitic stainless steel subjected to warm-to-hot working. Mater. Charact. pp.432-437, (2011).

43. V. Dudko, A. Fedoseeva, R. Kaibyshev, Ductile-brittle transition in a 9% Cr heat-resistant steel, Mater. Sci. Eng. A. 682 (2017) 73–84. doi:10.1016/j.msea.2016.11.035.

44. R. Chaouadi, A. Fabry, On the utilization of the instrumented Charpy impact test for characterizing the flow and fracture behavior of reactor pressure vessel steels, Eur. Struct. Integr. Soc. 30 (2002) 103–117.

45. M. Jafari, Y. Kimura, K. Tsuzaki, Enhanced upper shelf energy by ultrafine elongated grain structures in 1100MPa high strength steel, Mater. Sci. Eng. A. 532 (2012) 420–429.

46. J. Han, A.K. da Silva, D. Ponge, D. Raabe, S.-M. Lee, Y.-K. Lee, S.-I. Lee, B. Hwang, The effects of prior austenite grain boundaries and microstructural morphology on the impact toughness of intercritically annealed medium Mn steel, *Acta Mater.* 122 (2017) 199–206.
47. M.E. Alam, S. Pal, S.A. Maloy, G.R. Odette, On delamination toughening of a 14YWT nanostructured ferritic alloy, *Acta Mater.* 136 (2017) 61–73. doi:10.1016/j.actamat.2017.06.041.
48. A. Chatterjee, D. Chakrabarti, A. Moitra, R. Mitra, A. Bhaduri, Effect of deformation temperature on the ductile–brittle transition behavior of a modified 9Cr–1Mo steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 630 (2015) 58–70.
49. ASM Handbook. Mechanical Testing and Evaluation. ASM International Materials Park. 2000. V. 8. 2215 p.
50. Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, K. Tsuzaki, *ISIJ Int.* 50 (2010) 152–161.