

PACSnumbers: 61.72.Ff, 61.72.Mm, 61.72.Qq, 62.20.M-, 64.75.Op, 81.20.Vj, 81.40.Np

О физической природе возникновения дефектов типа «матовые пятна» при контактной сварке магистральных трубопроводов из феррито-перлитных сталей

С. И. Губенко, С. И. Журавлёв*, Н. А. Коновалов*, Д. А. Лобус*,
С. П. Ошкадёрв**, С. И. Полосков***, А. Н. Теренин

*Национальная металлургическая академия Украины,
просп. Гагарина, 4,*

49600 Днепропетровск, Украина

**ЗАО «Псковэлектросвар»,*

ул. Новаторов, 3,

180022 Псков, Россия

***Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,*

бульв. Акад. Вернадского, 36,

03680, ГСП, Киев-142, Украина

****МГТУ им. Баумана,*

ул. 2-я Бауманская, 5, стр. 1,

105005 Москва, Россия

Возникновение дефектов типа «матовые пятна» при контактной сварке конструкционных сталей феррито-перлитного класса при строительстве магистральных трубопроводов объясняется особенностями изменения морфологии исходного металла в условиях превращений, далёких от равновесных, осложнённых сжимающими нагрузками во время нагрева и растягивающими при охлаждении в областях зоны термического влияния при высоких температурных градиентах с учётом влияния зернограницных сегрегаций и вида неметаллических включений. Рассмотрены общие признаки и оптимальные характеристики фазовых и структурных превращений при контактной сварке без оплавления и контактной сварке с оплавлением кромок.

Виникнення дефектів типу «матові плями» при контактному зварюванні конструкційних сталей ферито-перлітового класу при будівництві магистральних трубопроводів пояснюється особливостями зміни морфології вихідного металу за умов перетворень, далеких від рівноважних, ускладнених стискальними навантаженнями під час нагріву та розтяжними при охолодженні в областях зони термічного впливу за високих температурних градієнтів з урахуванням зерномежових сегрегацій та виду неметале-

вих вкрапель. Розглянуто загальні ознаки та оптимальні характеристики фазових і структурних перетворень при контактному зварюванні без оплавлення та контактному зварюванні з оплавленням крайок.

Formation of the defects such as ‘dead spots’ in the case of contact welding of main pipelines based on hypopearlitic steels is explained by the features of changes in morphology of virgin metal under nonequilibrium transformations compounded with compressive loads during heating and tensile loads during cooling in the areas of heat-affected zones at high-temperature gradients with regards for effect of grain-boundary segregations and kind of non-metallic inclusions. General criteria and optimal characteristics of the phase and structural transformations at contact welding without washing edges and contact welding with washing edges are considered.

Ключевые слова: феррито-перлитные стали, контактная сварка, зерно-граничная сегрегация.

(Получено 11 февраля 2014 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

При строительстве магистральных трубопроводов для транспортировки углеводородного сырья все шире используется технология контактной стыковой сварки (КС) [1], применяемой вместо ручной электродуговой механизированной, автоматической орбитальной сварки в защитных газовых средах. Это связано с тем, что при КС решается ряд проблем, возникающих в технологиях дуговой сварки. В частности, это повышение производительности труда и качества соединений, возможность отказа от дополнительных дорогостоящих сварочных материалов, защитных газовых сред, обеспечение идентичности состава металла в зоне сварного соединения и трубы, возможный отказ от подготовки кромок стыка требуемой геометрии методами механического точения и др. [2].

Важно и то, что быстрый нагрев металла в зоне контактирующих кромок и ускоренное охлаждение нагретых объемов металла путем теплоотвода в массу соединяемых труб приближает КС по температурным и тепловым характеристикам к адиабатическим процессам. Основным следствием здесь оказывается то, что качество сварного соединения не зависит от таких погодных показателей, как температура и влажность воздуха. Это, в свою очередь, означает, что качество сварных стыков будет практически одинаковым по всей длине сооружаемого газо- или нефтепровода, и будет определяться исключительно выбором оптимальных режимов ведущих составляющих основного техпроцесса [3]. Нужно учитывать и то, что для повышения показателей прокачки сырья в последние годы трубопроводы сооружаются из мерных труб с гладкостным покрытием внутренней их поверхности для снижения гидравлического сопро-

тивления, что повышает производительность трубопроводов не менее чем на 10% [4]. При получении сварного соединения часть внутритрубного покрытия повреждается путем обгорания. Причем площади повреждения при КС заметно меньше, чем для случаев использования других технологий получения неразъемных соединений. Вместе с тем, при КС возникают характерные ранее труднообъяснимые изменения структуры по линии твердофазного контакта соединяемых труб, названные «светлой полоской» [5, 6]. Вторым значимым дефектом, возникающим при КС, являются, так называемые, «матовые пятна». Причину возникновения «светлой полоски» удалось объяснить с привлечением концепции «атипичных» метастабильных фазовых и структурных превращений в условиях скоростного электронагрева, способствующего сохранению нерастворившихся частиц карбидной фазы до температуры эвтектического превращения [7, 8]. Физические причины, вызывающие дефекты типа «матовых пятен», в настоящее время рассматриваются с привлечением разных рабочих гипотез, выводы из которых не позволяют однозначно сформулировать непротиворечивые рекомендации, касающиеся подготовки структуры исходного перед сваркой металла, для существенного снижения опасности появления «матовых пятен» [9]. Целью настоящего исследования является сформулировать непротиворечивые объяснения причин возникновения дефектов типа «матовые пятна».

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структурные изменения, вызываемые действием нестационарных тепловых полей и обусловленных ими температурных градиентов, в процессах сварки сталей служат причиной ослабления металла на границах зерен. При испытаниях на ударную вязкость обнаруживаются значительные по площади излома макроучастки интеркристаллитного разрушения, которые были определены технологами как «матовые пятна». Разрушения, когда в изломе наблюдается этот вид дефекта, довольно часто связаны с температурой выполнения ударных испытаний — чем ниже температура, тем значительно визуальнее наблюдаемые поля интеркристаллитного разрушения. Угол надреза образца при ударных испытаниях влияет на размеры поверхности «матовых пятен» — чем он меньше, тем больше площадь матового пятна. Это явление хорошо известно термистам и металловедом, выполняющим контроль термообработанного металла по результатам испытаний на основании определения ударной вязкости при понижении температуры испытаний от комнатной до низкой порядка минус 100°C. В результате таких исследований определяется температура хладноломкости, ниже которой наб-

людается резкое снижение значений ударной вязкости.

Такие испытания позволяют определить пороговые значения температур, ниже которых использование металлоизделий сопряжено с опасностью разрушения элементов их конструкций, подвергаемых ударным нагрузкам в условиях их эксплуатации в районах Крайнего Севера и Заполярья. Величина температуры хладноломкости прямо связана с площадями транскристаллитного разрушения и их зависимостью от структуры, фазового состава и уровня легирования конкретных сталей и режимов их термообработки. На рисунке 1 показаны фрактограммы разрушения углеродистой горячекатаной стали 76Т, содержащей марганец, после испытания на ударную вязкость от комнатной температуры до минус 60°C. Здесь полностью вязкое разрушение при ударных испытаниях при комнатной температуре (рис. 1, а) уже при снижении до 0°C (рис. 1, б) сопровождается появлением интеркристаллитного разрушения, в которое вовлекается почти половина объема металла под надрезом образца Шарпи, если судить по площади на фрактограммах. Снижение температуры испытания до минус 20°C (рис. 1, в) приводит к увеличению поверхности интеркристаллитного разрушения, которая занимает от 80 до 90% площади фрактограммы. Ударное нагружение при минус 60°C приводит к тотальному хрупкому разрушению (рис. 1, г). Постепенный переход от общего вязкого к полностью хрупкому разрушению косвенно можно оценить по изменению геометрии практически квадратного сечения, которая меняется при сравнительно вязком разрушении и остается прежней при полностью охрупченном состоянии (рис. 1, г). Причины появления интеркристаллитного излома в сталях при их ударных нагружениях ввиду их важности при решении инженерных задач создания конструкций, эксплуатируемых в различных температурных режимах, хорошо изучены. Предложены различные схемы и методы термоупрочнения сталей, способствующие устранению опасности их хрупкого разрушения. Одним из наиболее распространенных средств повышения вязкости разрушения методами термообработки является закалка с последующим отпуском, но и здесь существует опасность развития склонности стали к хрупкому разрушению, известная термистам и металлофизикам как явление обратной отпускной хрупкости. Это явление, дискриминационное для такого свойства стали как вязкость разрушения, имеет более чем столетнюю историю, и названо у практиков «болезнью Круппа». Она проявляется в основном в сложнолегированных конструкционных закаленных сталях после отпуска с нагревом в печи в интервале температур от 300 до 550°C. Объясняется такое охрупчивание образованием сегрегаций разных примесей техногенного генезиса. К ним относятся кислород, мышьяк, сера, фосфор и другие элементы. Хорошо изучена и описана в литературе связь явления охрупчивания с особенностями влияния легирующих элементов, подав-

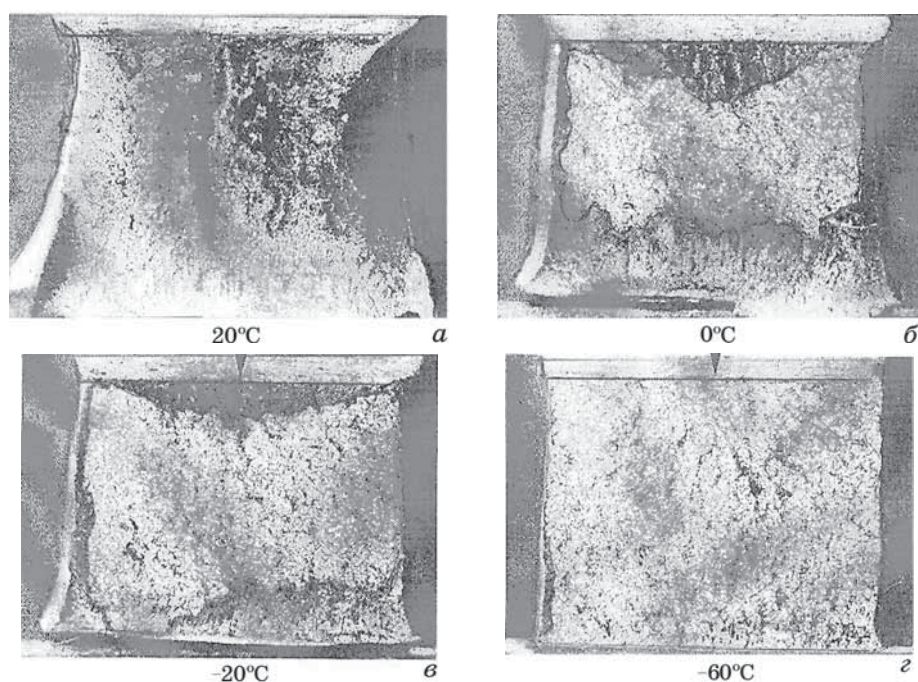


Рис. 1. Фрактограммы изломов горячекатаной стали 76Т после испытаний на ударную вязкость при разных температурах. Образцы вырезаны вдоль направления прокатки.

ляющих или способствующих охрупчиванию при отпуске сталей [10–14]. Открытой для изучения остается проблема влияния кинетики формирования зернограничных сегрегаций на развитие в сталях склонности к охрупчиванию, что важно и для понимания физики механизма возникновения «матовых пятен» при КС.

Наблюдая идентичность фрактограмм изломов при обратимой отпусковой хрупкости и в случае появления «матовых пятен» после КС можно ожидать, что последние являются прямым следствием развития зернограничных сегрегаций. Однако концепция сегрегационной природы появления «матовых пятен» после КС не позволяет всегда покрыть полностью весь объем вопросов, вытекающих из наиболее значительных экспериментальных фактов, наблюдаемых при КС. Они не имеют убедительного пояснения и потому не дают возможности выразить приемлемое объяснение природы «матовых пятен». В частности, в противоречие входят два взаимоисключающих явления — уровень развития сегрегаций на границах при нагреве металла в печи, способствующий охрупчиванию, и подавление этого явления при быстром нагреве и охлаждении [15] металла при электроотпуске со скоростями, близкими к тем, которые оцениваются как близкие к

определяемым по сварочным термическим циклам.

Подавление отпускной хрупкости при использовании быстрых нагревов джоулевым теплом объясняется в рамках модели образования зернограницных сегрегаций вредных примесей, которые определяются общей протяженностью границ в зеренных ансамблях, формирующихся при отпуске до разных температур и зависящих от времени выдержки при этих температурах. Иными словами, при увеличении скорости нагрева, когда в течение предельно малой длительности нагрева образуется мелкозернистая структура (рис. 2), опасность интеркристаллитного разрушения существенно снижается. При этом происходит понижение порога хладноломкости в пределах отрицательных температур от минус 20 до минус 100°C и ниже для большинства экономнолегированных конструкционных сталей марочного состава: 08Г2Ф, 08Г2С, 09Г2, 09Г2С, 10ХСНД, 15Г2АФ, 15ГБ, 10Г2С1Д, 10Г2АФ, АК29, АК25, Ст. 3 и др. [16]. Появление дефектов типа «матовых пятен» при КС не может быть корректно объяснено с использованием только концепции образования зернограницных сегрегаций. Противоречие в том, что при скорости нагрева, например при контактной сварке оплавлением (КСО), металл, который не оплавился и не был вытеснен в грат, нагревается со скоростями $(6-7) \cdot 10^3$ град/с. В этих условиях образование мощных сегрегаций на границах зерен маловероятно. Поскольку технической возможности полностью исключить образо-

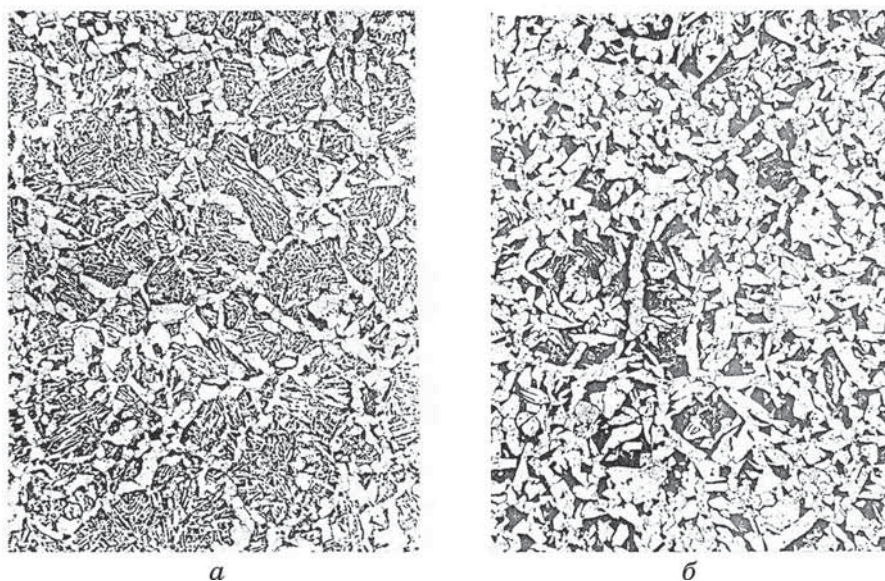


Рис. 2. Сравнение микроструктуры сталей 15ГБ (а) и 15Г2АФ (б) в исходном состоянии после горячей деформации.

вание зернограничных сегрегаций нет, следует предположить, что они имеют определенный уровень по концентрации, ниже которого возможность интеркристаллитного разрушения исключается. Вместе с тем, образование вторых фаз по границам, как, например, цементитных прослоек в техническом железе, может способствовать его зернограничному охрупчиванию. Для этого достаточно нагрева до температур порядка 300–350°C, при которых углерод, концентрация которого может быть несколько выше 0,02%, диффундируя к границам и образуя на них тонкие выделения цементита, будет служить причиной охрупчивания металла. При этом, чем больше размеры зерен, тем выше опасность охрупчивания за счет зернограничных выделений цементита.

Возвращаясь к теме о механизме развития интеркристаллитного разрушения с визуальной его классификацией как «матовые пятна», трудно однозначно связывать его исключительно с сегрегационными явлениями. Если сегрегации могут рассматриваться как причина интеркристаллитного разрушения при ударных низкотемпературных нагружениях, то возникновение дефектов структуры типа «матовые пятна» объяснить на основании привлечения только сегрегационной модели трудно. Все дело в том, что разрушение с визуализацией «матовых пятен» часто имеет место в условиях простого изгиба стальной пластины при комнатной температуре образца металла, соединенного КС без оплавления. Эта особенность и выделила «матовые пятна» в отдельную группу структурных повреждений металла при КС. Чтобы разобраться в причинах их появления, а значит, и найти пути их устранения, необходимо рассмотреть роль основных технологических факторов, которые могут влиять на развитие интеркристаллитного излома при КС без оплавления и с оплавлением кромок. При формировании структуры металла сварного шва и зоны термического влияния (ЗТВ) следует учитывать влияние множества факторов, связанных с физическим металловедением, физикой прочности и теорией термоупругости. Иными словами, можно говорить, что в сварном шве вне зависимости от того, получен он одним из дуговых способов сварки или разными способами КС, заложена в микрообъемах вся физика фазовых и структурных метастабильных превращений и структурных состояний, получаемых в условиях нагрева и охлаждения в условиях, далеких от равновесных, осложненных большими градиентами температур и скоростей нагрева. К факторам, определяющим свойства металла шва в ЗТВ, следует отнести термоупругие напряжения, развиваемые при получении неразъемного соединения сжатием быстро нагретых кромок с оплавлением, термомеханическое воздействие на металл ЗТВ [17] и остаточные растягивающие напряжения, развиваемые за счет охлаждения нагретого металла путем теплоотвода в условиях нестационарной теплопроводности.

Разработана соответствующая модель, описывающая тепловые процессы при КС с учетом выноса части расплавленного металла в грат в адиабатических условиях, определяемых кратковременностью процесса. В ней авторы корректно оценили распределение температуры в зоне соединения на основании данных по мощности тепловыделения в стыке с учетом плотности сварочного тока и напряжения [18].

Важными для понимания причины появления дефектов типа «матовых пятен» является показанное в работе [17] неравномерное распределение остаточных осевых напряжений по толщине стенки свариваемой трубы из стали 12Х1МФ. В то же время упругие напряжения по длине трубы от стыка в зоне термического влияния, определенные методами ультразвуковой диагностики, показали существенную неравномерность значений упругих характеристик по протяженности зоны термического влияния.

Металловедческие проблемы, связанные с КС, наиболее полно нашли отражение в работах сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Они охватывают ряд ключевых проблем технологии и ее связь с эксплуатационными характеристиками металла шва трубопроводов. Следует отметить влияние низких температур на несущие свойства металла в ЗТВ [19, 20]. Особо это существенно для газопроводов высокого давления, в которых существует опасность локального охрупчивания за счет «дроссельного» эффекта с последующим распространением трещины на большие расстояния. Для нефтепроводов такой вид разрушения маловероятен. Что касается непосредственно проблемы «матовых пятен», обратимся к работе, в которой отражены основные ключевые вопросы, требующие первоочередного ответа [21]. Полученные в ней результаты и выводы позволяют представить ряд соображений, учет которых может позволить найти пути поиска причин охрупчивания металла в ЗТВ, обусловленного «матовыми пятнами». При этом исходим из следующих предположений: решение проблемы «матовых пятен» связано с анализом влияния температурных режимов на трансформацию фазоструктурного ансамбля, влияния сильных сжимающих деформаций при осадке и растяжения при охлаждении и поведения при этом неметаллических включений, на существенную роль которых указано в работе [21].

3. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ, СКОРОСТИ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ МЕТАЛЛА В ЗТВ ПРИ КСО

Поскольку расплавленный металл, образующийся непосредственно на кромках соединяемых труб при КСО в условиях нагрева со скоростями до 10^4 град/с, вытесняется в грат полностью, основным превращением, которое ответственно за образование структуры в

стыке, является «атипичное» фазовое превращение в образующемся негомогенном аустените. Здесь на межфазной границе высокоуглеродистого аустенита с неуспевшим раствориться цементитом при температуре 1150°C происходит метастабильное эвтектическое расплавление, в которое вовлекается оставшийся нерастворенный цементит и примыкающий к нему в виде оторочки аустенит с пороговой концентрацией углерода 1,7%. Важно то, что такое микро-расплавление происходит всегда независимо от дисперсности оставшейся нерастворенной при быстром нагреве карбидной фазы. Повторим, что единственным условием такого метастабильного расплавления являются используемые скорости нагрева, позволяющие сохранить в образующемся аустените неуспевшую раствориться карбидную фазу [7–9]. Данное требование легко выполнимо, поскольку в условиях быстрого нагрева стали процесс $\alpha \rightarrow \gamma$ -пере-кristализации всегда заметно опережает процесс растворения карбидов в аустените и обусловленную им гомогенизацию аустени-та. Разница в скоростях протекания аустенитообразования и рас-творения карбидов возрастает, когда речь идет о легированных кар-бидах или спецкарбидах [22]. Данное явление легло в основу нового широко распространенного с начала 80-х годов метода электротер-мического упрочнения сталей и сплавов, который назван эффектом неполной гомогенизации [23, 24]. Понимание физики процессов, происходящих при неполной гомогенизации аустенита, позволило объяснить природу одного из сложных явлений, наблюдаемых при КСО, а именно, образование «светлой полосы» и «серебристой» строчки в ней непосредственно в зоне соединения (рис. 3). Видно сохранение размеров зерен, которые общие для обеих соединяемых частей, и ферритные их оторочки, характерные для видманштетто-вого типа структур перегрева. Чтобы понять причины межзеренно-го разрушения металла, определяемого как дефект типа «матовые пятна», следует рассмотреть изменение структуры металла при движении температурного фронта от линии соединения в зону тер-мического влияния. Температура металла в твердом состоянии, ча-стично обедненного по углероду и карбидообразующим элементам за счет вытеснения в грат включений жидкофазной составляющей, оценивается, примерно, как 1400–1500°C. За счет теплоотвода та-кой металл после сжатия свариваемых труб подвергается темпера-турно-силовым воздействиям, подобным трансформациям при вы-сокотемпературной прокатке, сопровождающейся ростом зерен аус-тенита. С понижением температуры металла по мере отдаления его от линии соединения усилия сжатия основного металла в ЗТВ вы-зывают подобные изменения ВТМО, переходящей в НТМО, сопро-вождаясь соответствующими изменениями структуры (см. рис. 2).

На рисунке 4 показано, как исходная полосчатая феррито-перлитная структура металла трубы трансформируется в равнозер-нистую, размеры зерен которой тем больше, чем выше была темпе-

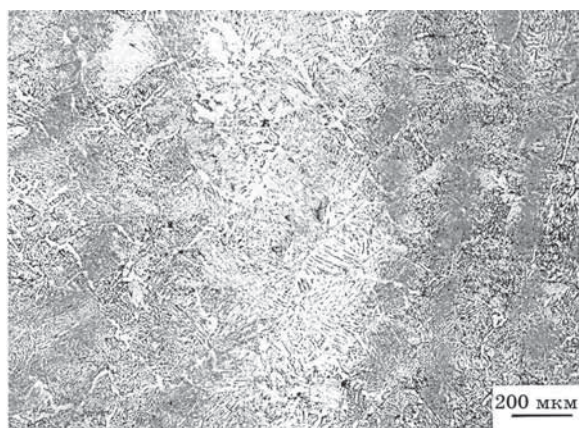


Рис. 3. Микроструктура зоны соединения при контактной сварке с оплавлением со светлой полоской вблизи линии контакта.

ратура нагрева при сжатии. Анализ возможных факторов, ответственных за формирование многообразных структурных состояний по ширине ЗТВ, может быть сделан с учетом влияния изменяющихся температур по мере отдаления от линии стыка, изменения приложения усилий сжатия непосредственно в процессе высокоградиентного нагрева кромок трубы и последующего действия растягивающих напряжений за счет охлаждения нагретого металла путем нестационарного теплоотвода вглубь трубы.

Влияние всех трех вышеперечисленных факторов тесно взаимосвязано самым очевидным образом, с учетом качества и уровня легирования каждой конкретной марки стали, используемой для сооружения трубопровода. При охлаждении стали в интервале температур примерно от 1450 до 1300°C вследствие значительного перегрева структуры части металла, нагретого до этих температур, при высоких скоростях охлаждения в сталях с низким содержанием углерода по границам исходных зерен аустенита выделяется феррит. Часть феррита выпадает внутри крупных зерен аустенита с преимущественной по кристаллографическим плоскостям ориентационной связью этих выделений с исходным аустенитом, образуя видманштеттову структуру (рис. 3). По мере охлаждения аустенита со скоростями выше критических образуется мартенсит, представляющий собой метастабильную промежуточную фазу между стабильным высокотемпературным аустенитом и низкотемпературной феррито-перлитной смесью, которая является результатом дисторсионного сдвига и относится к фазовым превращениям II рода. Следует учитывать и то, что при закалке углеродистого аустенита путем его охлаждения за счет теплоотвода в ненагретые объемы металла, он испытывает действие значительных растягивающих напряжений,

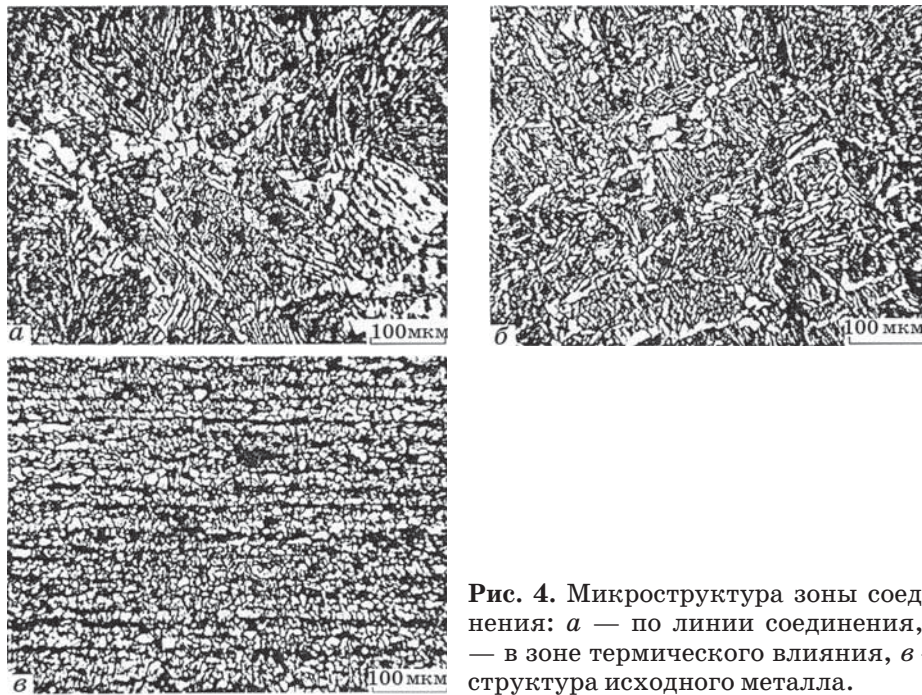


Рис. 4. Микроструктура зоны соединения: *а* — по линии соединения, *б* — в зоне термического влияния, *в* — структура исходного металла.

степень релаксации которых определяется количеством образующегося мартенсита [25]. Иными словами, чем больше усилие растяжения, действующего на зерно аустенита, тем интенсивнее идет в нем мартенситообразование, происходящее сдвигом путем приумножения числа игл мартенсита и их объема в аустенитной матрице.

По мере отдаления от линии соединения, сопровождающегося снижением скорости охлаждения, последовательно реализуется превращение в промежуточной области с двухстадийным механизмом превращения с контролируемым диффузией углерода образованием карбидов и ориентированным сдвиговым гамма-альфа превращением феррита. Еще в условиях более низких скоростей охлаждения образуется стабильная смесь феррита и перлита.

Нужно отметить, что все упомянутые выше превращения реализуются в слоях предельно малой толщины, определяемой слоями перлита, которые всегда параллельны площади формирующегося при КС соединения. Другой особенностью образовавшихся структур является обязательная кристаллографическая связь между исходной и образующимися фазами. Ее наличие наблюдается не только при фазовых аллотропических бездиффузионных превращениях первого рода в чистых металлах и мартенситных превращениях, но и в контролируемых диффузией превращениях первого рода, например, при распаде аустенита с образованием продуктов

перлитного семейства. Это было постулировано одним из основателей металлофизики Р. Мейлем еще в тридцатые годы прошлого века, и надежно было доказано в работе [26] при рентгенографическом изучении явления структурной наследственности, что позволило надежно описать ориентационное соотношение Р. Мейля между аустенитом и ферритом перлита.

Наличие кристаллографического соответствия в малоуглеродистой стали наблюдается при скоростном отпуске малоуглеродистого мартенсита [27]. Вполне естественно, что на вышеупомянутые явления так же, как и развитие зернограничных сегрегаций примесей разной природы, влияет базовое легирование малоуглеродистых сталей. Известно, что практически все конструкционные низколегированные стали для сварных конструкций обязательно содержат в составе от 0,4 до 1,8% марганца, причем в наиболее употребляемых промышленностью сталях количество марганца лежит в пределах 0,8–1,7% [28]. Даже этой, сравнительно низкой, концентрации марганца достаточно для того, чтобы при невысоком содержании углерода наблюдать температурный гистерезис, достигающий 200°C при прямом и обратном $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращениях при нагреве и охлаждении. Его величина существенным образом зависит от скоростей нагрева и охлаждения. При увеличении содержания марганца до 5% эти превращения первого рода происходят бездиффузионно путем двойникования при охлаждении, не являясь в то же время мартенситными. Пересыщение марганцем твердого раствора не сопровождается превращением α -решетки в тетрагональную. Обычно такие превращения квалифицируют как мартенситоподобные, поскольку $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение идет путем простого двойникования, а не дисторсионным сдвигом, как при мартенситообразовании в системе железо–углерод.

Не останавливаясь подробно на описании сложных превращений в системе Fe–Mn при прямом и обратном $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращениях и влиянии на них углерода, остановимся на двух явлениях. Учет их позволяет прояснить физические причины возникновения особых структурных образований в узких зонах термического влияния при КС. Чтобы избежать дополнительных объяснений особенностей фазообразования в железо–углерод–марганцевых сплавах, отметим два отправных тезиса, которые наиболее существенны для понимания причин появления дефектов типа «матовые пятна».

Первый относится к влиянию марганца на расслоение γ -фазы железа по углероду, ответственному за образование перлита. В доэвтектоидных сталях при охлаждении аустенита и выделении из него избыточного феррита происходит обогащение нераспавшегося аустенита марганцем [29]. Вызванное этим уменьшение скорости перлитного превращения приводит к тому, что при охлаждении в структуре стали увеличивается площадь, занимаемая ферритом, за счет уменьшения перлитной составляющей при сосредоточении ле-

гированных марганцем карбидов на границах полей структурно-свободного феррита. Это хорошо видно при сравнении микроструктур стали 15ТБ и стали 15Г2АФ со средним содержанием в них до одного и до двух процентов марганца соответственно (см. рис. 2, а, б). Даже при таком сравнительно небольшом повышении концентрации имеет место преимущественное увеличение полей структурно-свободного феррита при сосредоточении карбидной фазы в виде локализованных пограничных выделений, образующихся в интервале температур 550–600°С, и вызванное этими выделениями увеличение твердости стали от 380 до 440 *HV*.

Вторым важным следствием повышения содержания марганца и требующим дополнительного рассмотрения обстоятельством, является, в прямой связи с вышеизложенным, снижение критической скорости охлаждения для образования мартенсита. Это является прямым результатом подавления образования структур перлитного семейства. Это, в свою очередь, означает, что стали с содержанием углерода порядка 0,2% и марганца до 1,5% при скоростях охлаждения в интервале 200–400 град/с приобретают мартенситную структуру, которая обычно формируется в зоне термического влияния вдоль линии контакта на некотором удалении и параллельно ей. Мартенсит такого генезиса характеризуется высоким содержанием углерода и тетрагональностью, подобной эвтектоидной стали, что вызвано обогащением аустенита углеродом за счет преимущественного выделения феррита, растворимость углерода в котором достигает всего несколько сотых процента. Образование высокоуглеродистого мартенсита в местах локализации углерода в аустените за счет выделения феррита имеет своим следствием развитие напряжений I рода в нем в результате старения и их релаксацию с образованием закалочных субмикротрещин, локализованных в узких зонах, равноудаленных от площади образования сварного соединения. На это впервые было обращено внимание в работах [5, 9]. Вышеизложенное позволяет сделать промежуточный вывод о причинах возникновения межзеренного разрушения металла ЗТВ при КСО. Это увеличение мощности зернограницных сегрегаций на границах феррит–аустенит, вызванное выпадением крупнозернистого феррита. Оно обусловлено влиянием марганца в стали, и развитием процесса образования хрупких трещин в высокоуглеродистом мартенсите, образующемся при закалке аустенита, обогащенного углеродом в результате сепарации феррита.

В первом приближении рассмотрение этих двух факторов, казалось бы, достаточно для объяснения причин межзеренного разрушения металла в ЗТВ с образованием «матовых пятен», но при этом остается без ответа вопрос: почему для такого разрушения достаточно простого изгиба при комнатных температурах. Тем более что ответ на этот вопрос будет не полным по той причине, что большие сжимающие напряжения при КС должны существенно уменьшать

мощность зернограничных сегрегаций, способствующих разрушению по границам зерен. Это противоречие можно снять, если учесть возможные трансформации неметаллических включений в стали [30]. На заметное влияние неметаллических включений в формировании «матовых пятен» впервые было обращено внимание в работе [9]. Не прибегая к подробному ее цитированию, отметим, что в тонких слоях при межзеренном разрушении с образованием «матовых пятен» сосредоточены неметаллические включения, притом, что сама толщина межзеренных границ и толщина зон концентрации неметаллических включений соизмеримы. По этой причине дефекты типа «матовых пятен» не могут быть определены при использовании известных методов контроля (рентгеновская, ультразвуковая или γ -дефектоскопия). Найти способы устранения «матовых пятен» означает решить связанную с ними проблему повышения ударной вязкости при низких температурах. Важность ее решения особо возрастает для испытаний при температурах от минус 60°C и ниже. Мнение ведущих отечественных сварщиков состоит в том, что сделать это можно только методами термической обработки в процессе изготовления труб на метзаводах.

В настоящее время бытует общее мнение, что одной из причин появления «матовых пятен» является либо неполное выдавливание жидкого металла в грат и образование линз на стыке из остающихся капель жидкого металла [9, 31], либо с неметаллическими включениями техногенной природы. В настоящей работе показано, что именно с наличием неметаллических включений следует связывать появление «матовых пятен». Наблюдение показало, что расплавленный по окружности стыка труб металл характеризуется химической неоднородностью микромасштабной размерности. При контактной сварке он выдавливается в грат, вынося в него связанные с углеродом до расплавления в виде карбидов карбидообразующие элементы, что и объясняет получение «светлой» полоски на стыке. Тем не менее, вынос в грат повышенного по отношению к среднему содержанию в стали количества неметаллических включений не может объяснить причину появления «матовых пятен», которые способствуют хрупкому разрушению металла ЗТВ в случаях их появления в изломе.

На рисунке 5 показана укрупненная ($\times 4$) макроструктура грата. Хорошо видно ее гетерогенное строение, обусловленное неомогенностью полученного быстрым оплавлением гетерофазного металла трубной стали при образовании контакта с выдавливанием жидкой фазы в грат. Быстрое охлаждение фиксирует концентрационную неоднородность выдавленной жидкой фазы, что видно по разной фазовой контрастности и реологии, хорошо различаемых в результате кристаллизации при разных температурах и скоростях охлаждения.

Вместе с тем, обеднение металла по линии стыка по углероду и карбидообразующим элементам никак не влияет на его разрушение в условиях ударных нагрузжений. При испытании на ударную вяз-



Рис. 5. Макроструктура грата, образованного при выдавливании жидкого металла при КСО ($\times 4$).

кость с надрезом по линии соединения разрушение происходит по линии, удаленной от светлой полоски на расстояние Δl (см. рис. 6).

На рисунке 7 показано изменение размеров зерна стали по мере удаления от линии соединения в пределах ЗТВ. Здесь мелкозернистое строение металла в месте контакта меняется на крупнозернистое в ЗТВ, имеющей протяженность порядка 1000 мкм.

Видно, что разрушение в данном случае происходит по границам наиболее крупных зерен в ЗТВ, мощность зернограницных сегрегаций у которых самая большая. Вместе с тем, это не позволяет понять причину и приблизиться к непротиворечивому объяснению хрупкого межзеренного разрушения с образованием «матовых пятен».

Здесь, следуя логике рассуждений, будет уместным более подробно остановиться на роли различных неметаллических включений и особенностях их морфологических изменений при деформации.

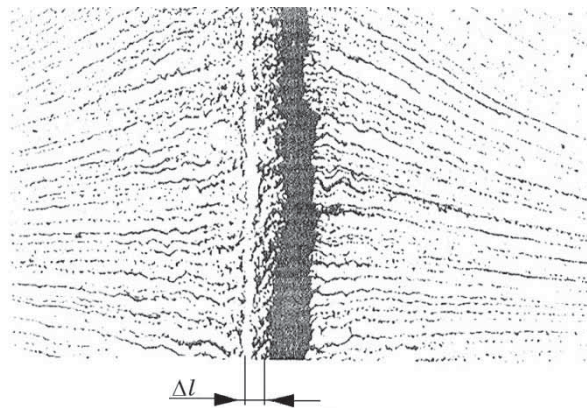


Рис. 6. Макроструктура стали после разрушения ударом сварного образца с надрезом по линии соединения $\times 25$.

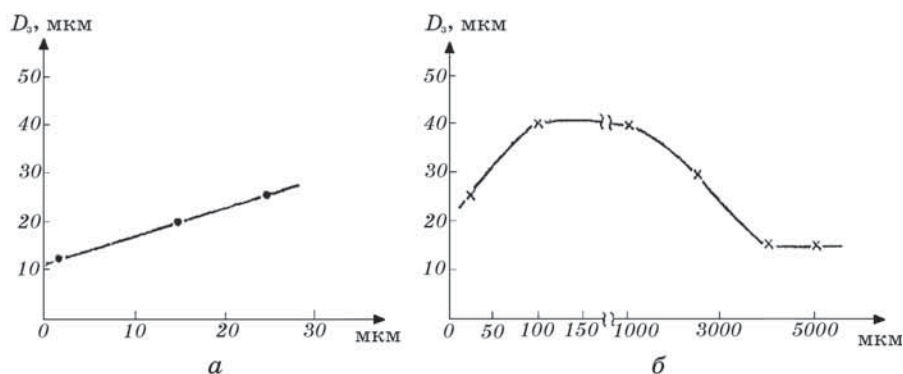


Рис. 7. Изменение размера зерна D_3 от линии соединения по ЗТВ: *а* — по светлой полоске шириной до 30 мкм, *б* — вдоль зоны термического влияния по длине до 4000 мкм.

ции в условиях ударных нагрузок и больших быстровозрастающих температур. В работе [21] было показано, что «матовые пятна» появляются чаще при контактной сварке без оплавления кромок. Тогда неомогенная структура, характерная для стали после горячей прокатки и представляющая многослойный конгломерат из перемешивающихся слоев феррита и перлита, меняет ориентацию, отклоняясь от нормали к параллельному расположению по отношению к зоне соединения (рис. 8, *а, б*).

Авторы [21], вместе с тем, отмечают, что «матовые пятна» образуются и при получении соединения сваркой с оплавлением кромок, когда отклонения полосчатой структуры от нормали к зоне стыка не имеют места. Это позволяет сделать промежуточный вывод о том, что изменение геометрии полосчатой структуры, влияя на склонность стали к образованию «матовых пятен», не может считаться определяющим фактором их возникновения. В свою очередь, за счет выбора технологических режимов контактной сварки, можно снизить опасность межзеренного разрушения, но не решить проблему кардинально. Тем не менее, из экспериментальных данных, полученных авторами [21], выкристаллизовываются некоторые подходы к решению задачи по борьбе с «матовыми пятнами». Речь идет об обнаружении на их поверхности неметаллических включений, состоящих преимущественно из оксидов и сульфидов железа и марганца.

Появление «матовых пятен», вызванных межзеренным разрушением при контактной сварке без оплавления кромок, имеет логическое объяснение, в основе которого лежат процессы кристаллизации расплавленных сталей феррито-перлитного класса. В этом процессе ведущей стадией является кристаллизация феррита, сопровождающаяся обогащением остающейся жидкой фазы углеро-

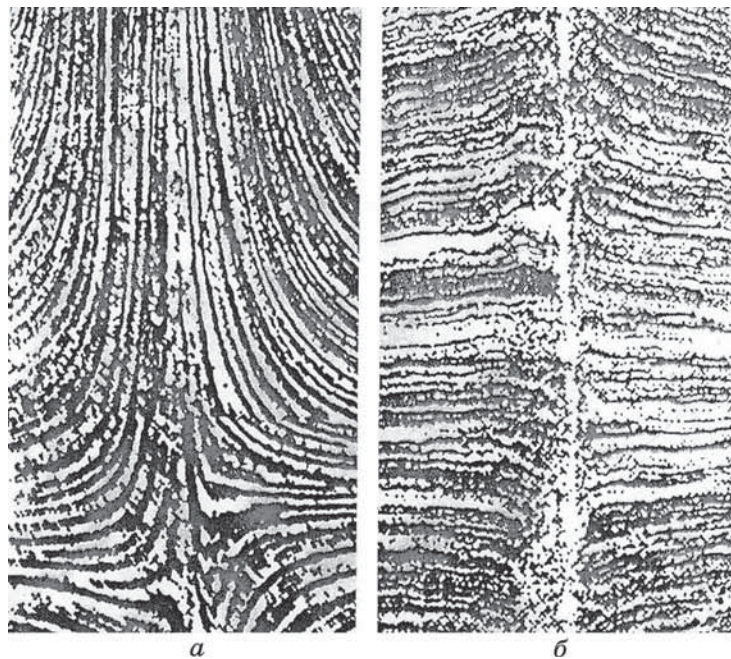


Рис. 8. Макроструктура стали с соединением контактной сваркой $\times 25$: *a* — сварка без оплавления, *б* — сварка с оплавлением кромок.

дом и увеличением в ней содержания неметаллических включений разного генезиса, обусловленного химическим составом стали. Основное внимание здесь следует обратить на кремний, фосфор, кислород, серу и марганец, образующие основное количество неметаллических выделений.

В процессе образования ликвата последний содержит в своем объеме, наряду с углеродом эвтектоидной концентрации, некоторое количество спецкарбидов при микролегировании стали молибденом, ниобием, титаном и некоторых в ничтожных количествах интерметаллидов, которые при сварке без оплавления остаются в стали. В процессе горячей прокатки листа из сталей трубного состава происходит расслоение перлитной и ферритной структурной составляющих, способствуя образованию особой структуры стали, определяемой прокатчиками как слоистая, поскольку в ней наблюдается чередование перлита и феррита, высота слоев которых тем меньше, чем выше суммарная степень обжатия металла. При этом включения типа простых оксидов, сульфидов и фосфидов под действием деформационных усилий раскатываются в тонкие слои, тогда как сложные недеформируемые оксиды типа шпинелей, силикатов и т.п. растрескиваются, образуя зародышевые трещины. Вот почему при контактной сварке без оплавления разрушение металла

по границам зерен предпочтительнее, особенно в условиях низких температур и ударных нагрузений.

Понижение температуры способствует тому, что микротрещины меняют свой ранг, превращаясь в трещины критического размера. Это предположение особенно уместно по отношению к тугоплавким карбидам, нитридам, боридам и др., имеющим большую твердость даже при высоких температурах. Хотя фактор образования субмикротрещин при горячей деформации тугоплавких включений в стали нужно учитывать как одну из причин возникновения «матовых пятен» и при контактной сварке без оплавления.

В связи с тем, что при такой технологической схеме получение неразъемного соединения происходит без вытеснения металла в грат, все неметаллические включения остаются в ЗТВ. По данным [32] только количество оксидов в 1 т стали достигает 10^{12} – 10^{13} с преобладанием размеров 0,2 мкм. Примерно в таком же количестве содержатся и сульфидные соединения. Охрупчивание металла в ЗТВ в площади практически равноудаленной от площади стыка логично связывать с фазовыми превращениями в слоях феррита и перлита в условиях быстрого нагрева электрическим током и быстрым нестационарным охлаждением за счет теплоотвода. Скорости нагрева стали вблизи соединяемых кромок для получения неразъемного соединения, даже при грубой оценке, достигают 10000 град/с. Это означает, что на нагрев кромок металла до температуры 1500°C необходимо не более 0,15 с. В этих условиях процесс образования аустенита, в отличие от медленных нагревов, будет локализован в чередующихся перлитных и ферритных слоях, образующихся при горячей прокатке доэвтектоидных малоуглеродистых сталей и происходит при разных температурах.

Объясняется данное явление тем, что аустенитообразование сначала происходит в перлите в интервале температур, несколько выше температуры эвтектоидного превращения, при сохранении непревращенного феррита. В быстро нагреваемой стали с исходной феррито-перлитной слоистой структурой вследствие нерастворимости углерода в феррите, последний превращается в безуглеродистый аустенит по механизму аллотропического $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода в чистом железе. Показано, что для такого двухстадийного образования аустенита с отдельными температурами $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений перлита и феррита достаточно использовать скорости нагрева 250–500 град/с [22], что более чем на порядок ниже скоростей нагрева при контактной сварке.

Последующее высокоградиентное охлаждение металла в ЗТВ со скоростями, выше критических, для закалки аустенита, образовавшегося из перлита в соответствующих слоях, вызывает в них мартенситообразование сразу же, начиная от первых участков, примыкающих к сварочному соединению и отдаленных от него. Естественно, что наиболее близкий слой сразу же подвергается са-

моотпуску с образованием высокопрочной дисперсной ферритокарбидной смеси. Высокоуглеродистый мартенсит, образовавшийся в исходно-перлитных слоях и не подвергшийся самоотпуску, сохраняется до комнатных температур и ниже. Интервал температур закалки на мартенсит перлитных слоев лежит в пределах от 900 до 750°C. Это значит, что для многослойной стали со структурой феррита и перлита мартенситообразование без самоотпуска может иметь место в ряде перлитных слоев. Учитывая их небольшую толщину, говорить о влиянии размерного фактора зерен аустенита на величину мартенситных игл не приходится [34]. Однако, нельзя снимать с рассмотрения закалочные напряжения и механизмы их релаксации при вылеживании металла со свежееобразовавшейся мартенситной структурой, не вдаваясь в подробности возникновения микроскопических и макроскопических напряжений и возможных механизмов их релаксации. Важно то, что величина напряжений тем больше, чем выше содержание углерода в мартенсите. Это утверждение справедливо в отношении микро- и макронапряжений. Здесь следует помнить и то, что по объему каждого из мартенситных слоев можно говорить о сравнительно равномерной его структуре, отличной от мартенсита, образующегося при объемной закалке. Известно, что свежезакаленный высокоуглеродистый мартенсит имеет небольшую пластичность, которая со временем снижается вследствие его старения по углероду при вылеживании в интервале температур от комнатной до минус 60°C. Нижний предел температур определяется подвижностью атомов углерода в мартенсите. Напряжения, возникающие в мартенсите во время выдержки при температурах выше предельной (-60°C), как правило, релаксируют, главным образом, путем образования, так называемых, закалочных микротрещин, а не деформационных изменений, что хорошо известно термистам. Иными словами, более вероятно, что релаксация закалочных напряжений в высокоуглеродистом мартенсите происходит путем трещинообразования, чем путем изменения формы (коробления). Отталкиваясь от этих широко известных наблюдений, появление «матовых пятен» в результате КС без оплавления можно объяснить за счет образования микротрещин в закаленных на мартенсит высокоуглеродистых слоях горячекатаной трубной стали. Такой подход позволяет понять, почему разрушение металла в ЗТВ всегда практически равноудалено от плоскости стыка на расстояние Δl (см. рис. 6). Становится объяснимым и тот факт, что при КС при низких погодных температурах величина Δl меньше и увеличивается с их ростом.

Учитывая вышеизложенное, можно прийти к следующему заключению и выводам, относящимся к механизму зернограничного разрушения, которое сопровождается появлением «матовых пятен» при контактной сварке без оплавления.

1. Разрушение происходит в металле ЗТВ по границам зерен мар-

тенсита закалки, образующегося в результате локальной $\alpha \rightarrow \gamma$ -перекристаллизации перлитных слоев в многослойной горячекатаной стали в условиях быстрого нагрева, подавляющего перераспределение углерода в неомогенном аустените, и последующей его закалки.

2. Старение высокоуглеродистого мартенсита, образовавшегося в тонких слоях перлита в многослойной стали, сопровождается ростом внутренних напряжений и их релаксацией за счет трещинообразования с появлением большого числа зародышевых микротрещин во всем объеме перлитного слоя. Последующее нагружение таких слоев, как медленное (изгибом), так и ударное, вызывает межзеренное хрупкое разрушение стали, проявляющееся в виде «матовых пятен» на поверхности разрушения.

3. Большое количество неметаллических включений, в основном оксидов и сульфидов, при кристаллизации жидкого металла с первичным выделением структурно-свободного феррита, оттесняется в ликват, образующий при охлаждении перлит, который обогащается оксидами и сульфидами, располагающимися преимущественно по границам зерен.

4. Развитие разрушения не по линии контакта, а на некотором расстоянии Δl от нее (см. рис. 6), объясняется теплофизическими условиями образования аустенита и его закалки на мартенсит в тонких слоях перлита быстро нагреваемых джоулевым теплом и подвергающихся охлаждению за счет теплоотвода в объем металла вне ЗТВ.

Становится понятным, что уменьшить опасность появления дефектов типа «матовые пятна» можно путем снижения контактных давлений в допустимых технологией КС без оплавления пределах. Это позволит увеличить угол встречи перлитных слоев при образовании сварного стыка. Это требование может быть выполнено при минимизации припусков на осадку. Наибольшая опасность появления матовых пятен возникает, когда угол встречи перлитных слоев близок к нулю, т.е. тогда, когда перлитные слои располагаются параллельно плоскости сварки. Контактная сварка без оплавления наиболее предпочтительна для изделий, в которых нагружение при эксплуатации направлено по нормали к сварочному стыку (строительная арматура, опорные балки, колонны и т.п.).

4. КОНТАКТНАЯ СВАРКА С ОПЛАВЛЕНИЕМ КРОМОК

Повторим, что причины появления «матовых пятен» при контактной сварке без оплавления сравнительно просто связать с охрупчиванием межзеренных границ в высокоуглеродистом мартенсите, полученном закалкой перлитных слоев горячекатаной доэвтектоидной стали в результате их аустенизации в условиях скоростного электронагрева и последующей закалки за счет охлаждения путем теплоотвода. Действие этого структурного фактора существенно

усиливается за счет аккумуляции перлитом большого количества неметаллических включений еще на стадии кристаллизации с выделением структурно-свободного феррита и формированием ликвата с эвтектоидной концентрацией в нем углерода. В процессе горячей прокатки при температурах, близких к температуре эвтектоидного превращения, происходит дальнейшая послойная локализация перлитной составляющей с образованием слоистой структуры из перемежающихся слоев феррита и перлита (см. рис. 5, в). При КС без оплавления, за счет изменения расположения перлитных полос от нормального к линии соединения ближе к тангенциальному, создаются условия для хрупкого разрушения металла вдоль закаленных охрупченных перлитных полос. Справедливость данного утверждения подтверждена экспериментально: чем ближе к параллельному к линии соединения расположение перлитных слоев в результате изгиба, тем выше вероятность появления «матовых пятен». Они обнаруживаются даже тогда, когда искривление слоев незначительно (до 25° от нормали), например, при небольших допусках на осадку [6, 9]. Эта непротиворечивая для КС без оплавления модель требует несколько иного подхода для пояснения природы возникновения «матовых пятен» при контактной сварке с оплавлением (КСО). Здесь необходимо рассматривать влияние других факторов на структурное состояние металла в ЗТВ, исключив практически полностью роль геометрического фактора и повышения содержания неметаллических включений в слоях перлита. Таким образом, в поле зрения остается трансформация структуры металла ЗТВ под действием высоких температур и больших сжимающих напряжений с учетом уровня и качества легирования конструкционной стали. Остановимся на этих вопросах подробнее. При КСО нарушения геометрии полосчатой структуры, видимой на микроструктуре шлифа как строчечное строение, практически не наблюдается (см. рис. 8, б). Это значит, что изменение количества неметаллических включений в перлитных слоях не имеет места. В то же время, вследствие метастабильного расплавления при быстром нагреве перлита с вовлечением некоторого его объема, примыкающего к нерастворившимся карбидам, и вытеснения жидкого металла при сжатии свариваемых частей в грат, происходит не только частичное обезуглероживание металла в ЗТВ, приводящее к образованию «светлой» полоски, но и уменьшение содержания в ней неметаллических примесей, которые переходят в грат [21]. Такое изменение состава стали по углероду и неметаллическим примесям вблизи получаемого стыка не приводит к хрупкому разрушению по линии надреза, которое наблюдается на определенном расстоянии Δl от стыка (см. рис. 6). Если обратимся к анализу изменений зеренной структуры, происходящих при быстром нагреве металла до температуры $1400\text{--}1450^\circ\text{C}$ и последующем его быстром охлаждении, то можно видеть в ней появление зерен структурно-

свободного феррита, количество которого возрастает при прочих равных условиях в несколько раз за счет повышения в стали содержания марганца почти вдвое (см. рис. 2). Важно и то, что в стали происходит изменение морфологии зеренной структуры, которая условно определяется как глобулярная (см. рис. 7), при соответствующих изменениях межзеренных границ с образованием на них неметаллических включений различного генезиса и их поведения в условиях импульсного сжимающего напряжения при нагреве до разных температур с последующим действием растягивающих напряжений при охлаждении. Влияние неметаллических включений на свойства сталей чрезвычайно сложное, тем более, с учетом многообразия воздействия меняющихся температур и напряжений [33]. Чтобы избежать опасности быть втянутыми в обсуждение всех возможных аспектов роли неметаллических включений и их изменений при механо-термической обработке, отошлем читателя к работе [30]. Остановимся только на некоторых моментах, которые, по нашему мнению, важны для понимания роли неметаллических включений в развитии пограничного межзеренного охрупчивания металла ЗТВ при КСО. С повышением температуры нагрева и ростом зерна, граница обогащается включениями, располагающимися в виде чередующихся островков. В условиях ударного сжатия при высоких температурах и растягивающих напряжениях при охлаждении путем теплоотвода [31] во всех практически тонкослойных включениях возникают субмикротрещины, располагающиеся преимущественно в непосредственной близости к границам зерен матричного металла [30]. При этом помимо прямого влияния деформаций могут возникать трещины за счет больших термоупругих напряжений, а также появляться несплошности по границам зерен за счет избирательного испарения включений [32]. Легкоплавкие включения в условиях сжатия, растекаясь по поверхности зерен, образуют тонкослойные покрытия, увеличивая на порядки поверхность раздела зерен, которая склонна к хрупкому разрушению, стимулированному уменьшением энергии связей на границах раздела зерен, и трещинообразованию в разделяющих их прослойках. Образование жидкой несжимаемой зернограничной фазы при ударной осадке стыков труб сопровождается явлением продавливания расплава в различные несплошности. Они служат дополнительными местами в структуре охлажденного металла с повышенной чувствительностью к трещинообразованию. Высокая дисперсность включений и их преимущественное расположение по границам зерен при растекании их на большие площади имеет своим следствием повышение склонности межзеренной поверхности к хрупкому интеркристаллитному разрушению. На этом фоне ожидаемый вклад традиционных зернограничных сегрегаций не представляется столь определяющим, как это случается при развитии отпускной хрупкости. Выше отмечалось, что наибольшую склон-

ность к образованию жидкой фазы имеют сульфиды и оксиды железа и марганца [30].

Совершенно очевидно, что рассматривать склонность стали к развитию субмикротрещин на границах зерен матрицы следует с учетом, по крайней мере, температуры нагрева и степеней деформации при получении неразъемного соединения методом КСО. Не останавливаясь подробно на влиянии всех известных включений на склонность стали к межзеренному разрушению, подчеркнем, что такие из них, как силикатные включения, склонные к формоизменению при нагреве до высокой температуры, при снижении ее во время прокатки ниже некоторой критической (1000°C) вызывают большую склонность к охрупчиванию. Возникновение большого количества микротрещин способствует повышению хрупкости стали, вызываемой водородом, при отсутствии противоблокованной обработки [29]. Это вызвано тем, что выделяющийся в трещины водород, образуя молекулы, создает высокое давление, достаточное для развития хрупкого разрушения интеркристаллитного вида с нарушением сплошности металла на больших площадях. Здесь большую роль играют термоупругие напряжения, развиваемые при нагреве и охлаждении металла во время КС.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Приведенный выше анализ возможных причин образования дефектов типа «матовые пятна» позволяет видеть многообразие общих взаимовлияющих факторов, которые следует учитывать при разработке технологических схем контактной сварки магистральных трубопроводов и других длинномерных сооружений (например, железнодорожных путей и т.п.). Поиск средств борьбы со склонностью свариваемых экономнолегированных конструкционных сталей феррито-перлитного класса с образованием «матовых пятен» должен быть основан на всестороннем учете влияния параметров сварочного процесса, исходной структуры и состава стали. Поэтому удобно для понимания физической природы причин возникновения «матовых пятен» выделить следующие факторы: металлургические, деформационные и термические, определив их вклад в формирование структурных и фазовых состояний при двух основных видах контактной сварки — без оплавления и с оплавлением кромок. Совершенно очевидно, что для обоих видов сварки центр тяжести ответственности отличается для каждого из упомянутых выше факторов. Можно уверенно утверждать, что при КС с осадкой определяющее влияние имеет изменение геометрического расположения чередующихся полос феррита и перлита в горячекатаной стали при обогащении перлитных слоев неметаллическими включениями, аустенизацией этих слоев и подкалкой с образованием мартенситных струк-

тур, склонных к образованию закалочных трещин по линии, параллельной сварочному стыку в ЗТВ. Исходя из этого, можно объяснить, почему возможно межзеренное разрушение даже в условиях изгиба металла при комнатных температурах. Присутствие в мартенсите большого количества неметаллических включений способствует его дополнительному охрупчиванию. Здесь нужно помнить и то, что при охлаждении высокоуглеродистого аустенита в металле ЗТВ закаливающийся аустенит подвергается воздействию больших фронтальных растягивающих напряжений, способствующих образованию массива мартенситных игл определенной преимущественной ориентации в бывшем перлитном слое. Определяющая роль растягивающих напряжений при превращениях углеродистого аустенита в мартенсит хорошо известна [33, 34].

Склонность к хрупкому излому с участием охрупченного мартенсита с эвтектоидной концентрацией углерода может быть повышена под влиянием водорода, если сталь не была подвергнута предварительной противфлокеной обработке. Поскольку при увеличении содержания углерода в стали, как и легирующих элементов, понижающих температуру начала мартенситообразования, склонность ее к охрупчиванию водородом возрастает. Объясняется это тем, что повышение упругих свойств стали за счет термоупругих напряжений или напряжений, возникающих при фазовом наклепе, способствует охрупчиванию мартенситных образований, возникающих при подкалке аустенита в высокоуглеродистых слоях стали со сложной структурой. Влияние вышеупомянутых факторов (напряжений, вызванных фазовыми превращениями, сжимающими напряжениями при получении стыка и растягивающими при охлаждении) намного больше охрупчивает металл ЗТВ, чем другие явления металлургического характера — неметаллические и шлаковые включения, сегрегации поверхностно активных примесей (сера, фосфор), газовых примесей. Выше отмечено, что наибольшее охрупчивающее влияние оказывает водород. Подводя промежуточные итоги, следует отметить, что борьба с «матовыми пятнами» за счет только совершенствования металлургического производства не может быть успешной в контексте затраты–достижимый результат. Вероятность появления «матовых пятен» при КСО здесь может быть несколько снижена, но не устранена даже путем уменьшения допусков на осадку или немедленным высокотемпературным отпуском свежееобразовавшегося высокоуглеродистого мартенсита.

Контактная сварка с оплавлением

Склонность стали к интеркристаллитному разрушению с образованием «матовых пятен» при КСО сравнительно ниже, чем при КС без оплавления. Совершенно очевидно, что в обоих случаях это связано

с одними и теми же факторами, влияющими на межзеренное охрупчивание, но в условиях усиления или ослабления их проявления в каждой конкретной технологической схеме получения неразъемного соединения. При КСО не происходит изменения геометрии исходных перлитных слоев, испытывающих закалку. Это значит, что при КСО вероятность охрупчивания путем образования закалочных трещин в мартенсите, образовавшемся в объеме одного перлитного слоя или нескольких соседних слоев, не столь существенна. Тогда как при КС без оплавления быстрый нагрев металла вблизи линии стыка всегда происходит в условиях локализации процесса аустенитообразования отдельно в перлитных и ферритных слоях. В обеих схемах сварки нельзя исключать влияние неметаллических включений на склонность стали к межзеренному охрупчиванию и его связи с образованием сегрегаций на границах. Это утверждение подтверждается при исследовании особенностей изменения состава металла в ЗТВ при КСО. Здесь выдавливание жидкой фазы в грат, полученной в результате микрорасплавления части металла, вследствие метастабильной ледебуритной реакции сопровождается уменьшением количества неметаллических включений в ЗТВ, проходящим одновременно с уменьшением содержания углерода. Это подтверждается формированием так называемой «светлой» полоски [7, 9] и существенным увеличением неметаллических включений в грате [9]. Нужно принять во внимание и то, что хрупкое межзеренное разрушение не происходит в металле, который частично обезуглеродился и лишился значительной части неметаллических включений, выдавленных в гарт. Оно всегда случается по ЗТВ, фазовый состав которой в процессе соединения кромок практически не изменился (см. рис. 7, 8). Иное дело с неметаллическими включениями, которые испытывают значительную трансформацию в результате воздействия высоких температур в быстро нагреваемом металле и действующих на него импульсных напряжений сжатия при нагреве и растягивающих при охлаждении путем теплоотвода. Для описания конкретных механизмов охрупчивания металла под влиянием неметаллических включений следует рассмотреть ряд вопросов, которые выходят за пределы настоящей публикации, но актуальность их чрезвычайна. Особенно касательно формирования структуры и свойств сталей в условиях метастабильных превращений, далеких от равновесных, позволяющих получать в них особо высокопрочные состояния.

6. ВЫВОДЫ

1. Показано, что образование дефектов типа «матовые пятна» при контактной сварке обусловлено, главным образом, сугубо металлургическими факторами, что делает поиск путей борьбы с ними

путем совершенствования металлургического производства малооправданным.

2. Повышение склонности металла ЗТВ к зернограничному охрупчиванию напрямую связано с формированием особых фазовых и структурных состояний, обусловленных метастабильными превращениями в условиях, далеких от равновесных, и разнофакторностью их влияния при конкретных видах сварки.

3. Решение проблемы борьбы с «матовыми пятнами» лежит в области подготовки исходной структуры свариваемого металла методами высокоэнергетической термической обработки.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. С. И. Кучук-Яценко, *Контактная стыковая сварка оплавлением* (Киев: Наукова думка: 1992).
2. С. И. Журавлев, *Известия высших учебных заведений*, № 8: 64 (2013).
3. М. В. Чучкалов, Р. М. Аскараров, Р. Ф. Хафизов, Р. Г. Шарафиев, *Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов*, № 2: 86 (2008).
4. А. Д. Седых, Л. Г. Белозеров, В. М. Гурьянов и др., *Сварка и диагностика*, № 5: 38 (2010).
5. С. И. Кучук-Яценко, В. К. Лебедев, *Контактная сварка непрерывным оплавлением* (Киев: Наукова думка: 1965).
6. С. И. Кучук-Яценко, *Контактная стыковая сварка трубопроводов* (Киев: Наукова думка: 1986).
7. С. И. Кучук-Яценко, С. П. Ошкадеров, *Металлофиз. новейшие технол.*, **30**, № 5: 655 (2010).
8. С. П. Ошкадеров, *Физика металлов и металловедение*, **110**, № 6: 583 (2010).
9. С. И. Кучук-Яценко, Б. И. Казымов, В. Ф. Загадарчук, *Автоматическая сварка*, № 11: 23 (1984).
10. Г. В. Курдюмов, Р. И. Энтин, *Отпускная хрупкость конструкционных сталей* (Москва: Металлургиздат: 1945).
11. В. Д. Садовский, *МиТОМ*, № 6: 24 (1957).
12. Ю. И. Устинщиков, О. Н. Банных, *Природа отпускной хрупкости сталей* (Москва: Наука: 1984).
13. Л. М. Утевский, Е. Э. Гликман, Г. С. Кларк, *Обратимая отпускная хрупкость сталей и сплавов железа* (Москва: Металлургиздат: 1987).
14. В. В. Забильский, *МиТОМ*, № 1: 24 (1987).
15. Р. М. Леринман, В. Д. Садовский, *Сталь*, № 5: 456 (1948).
16. *Технология термической обработки профильного проката из низколегированных и легированных сталей* (Минчермет СССР, ВПО «Союзспецсталь», УкрНИИспецсталь АН УССР 10.08.1981 г.).
17. В. И. Махненко, С. И. Кучук-Яценко, В. М. Шекера, С. А. Солодовников, Л. А. Егорова, Б. И. Казымов, *Автоматическая сварка*, № 4: 33 (1974).
18. С. И. Журавлев, В. А. Ерофеев, С. И. Полосков, *Сварка и диагностика*, № 4: 24 (2013).
19. В. И. Труфяков, В. Г. Мазур, Г. В. Жемчужников, Б. И. Казымов, *Автоматическая сварка*, № 2: 7 (1987).
20. С. И. Кучук-Яценко, Г. В. Жемчужников, Б. И. Казымов, *Автоматическая*

- сварка*, № 2: 1 (1980).
21. С. И. Кучук-Яценко, Б. И. Казымов, В. Ф. Загадарчук, В. Ф. Грабин, А. В. Денисенко, *Автоматическая сварка*, № 11: 23 (1984).
 22. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, В. И. Трефилов, *Физические основы электротермического упрочнения стали* (Киев: Наукова думка: 1973).
 23. П. Рыш, Ф. Габровец, И. Шкарек, В. Н. Гриднев, Ю. А. Гарасим, С. П. Ошкадеров, *Металлофизика*, 4, № 4: 84 (1982).
 24. П. Рыш, И. Шкарек, В. Н. Гриднев, В. Д. Безбах, Ю. А. Гарасим, С. П. Ошкадеров, *Металлофизика*, 7, № 2: 34 (1985).
 25. С. П. Ошкадеров, *Успехи физики металлов*, 12: 269 (2011).
 26. В. Н. Гриднев, Я. Н. Вовк, С. П. Ошкадеров, Р. В. Телевич, *Физика металлов и металловедение*, 49, вып. 3: 668 (1980).
 27. С. П. Ошкадеров, С. В. Приходько, Р. В. Телевич, Е. И. Якушечкин, *Металлофизика*, 13, № 2: 37 (1991).
 28. В. Г. Сорокин, М. А. Гервасьев и др., *Стали и сплавы, марочник: Справочное издание* (Москва: Интернет инжиниринг: 2001).
 29. Э. Гудремон, *Специальные стали* (Москва: Металургиздат: 1959).
 30. С. И. Губенко, *Трансформация неметаллических включений в стали* (Москва: Металлургия: 1991).
 31. С. Г. Григоренко, *Структурная неоднородность соединений малоуглеродистых низколегированных трубных сталей, выполненных сваркой с нагревом* (Автореферат диссертации канд. техн. н.) (Киев: ФТИМС НАН Украины: 2002).
 32. Р. Кисслинг, Н. Ланче, *Неметаллические включения в стали* (Москва: Металлургия: 1968).
 33. С. С. Штейберг, *МТФ*, 5, вып. 2: 36 (1935).
 34. Г. В. Курдюмов, Е. Г. Нестеренко, *Физика металлов и металловедение*, 11, вып. 4: 833 (1961).

REFERENCES

1. S. I. Kuchuk-Yatsenko, *Kontaktnaya Stykovaya Svarka Oplavleniem* (Kiev: Naukova Dumka: 1992) (in Russian).
2. S. I. Zhuravlev, *Izvestiya Vysshykh Uchebnykh Zavedeniy*, No. 8: 64 (2013) (in Russian).
3. M. V. Chuchkalov, R. M. Askarov, R. F. Khafizov, and R. G. Sharafiev, *Problemy Sborny, Podgotovki i Transporta Nefti i Nefteproduktov*, No. 2: 86 (2008) (in Russian).
4. A. D. Sedykh, L. G. Belozеров, V. M. Gur'yanov et al., *Svarka i Diagnostika*, No. 5: 38 (2010) (in Russian).
5. S. I. Kuchuk-Yatsenko and V. K. Lebedev, *Kontaktnaya Svarka Nopreryvnyim Oplavleniem* (Kiev: Naukova Dumka: 1965) (in Russian).
6. S. I. Kuchuk-Yatsenko, *Kontaktnaya Stykovaya Svarka Truboprovodov* (Kiev: Naukova Dumka: 1986) (in Russian).
7. S. I. Kuchuk-Yatsenko and S. P. Oshkaderov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 30, No. 5: 655 (2010) (in Russian).
8. S. P. Oshkaderov, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 110, No. 6: 583 (2010) (in Russian).
9. S. I. Kuchuk-Yatsenko, B. I. Kazymov, and V. F. Zagadarchuk, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 11: 23 (1984) (in Russian).

10. G. V. Kurdyumov and R. I. Ehntin, *Otpusknaya Khrupkost' Konstruktsionnykh Staley* (Moscow: Metallurgizdat: 1945) (in Russian).
11. V. D. Sadovskiy, *MiTOM*, No. 6: 24 (1957) (in Russian).
12. Yu. I. Ustinschikov and O. N. Bannykh, *Priroda Otpusknoy Khrupkosti Staley* (Moscow: Nauka: 1984) (in Russian).
13. L. M. Utevskiy, E. Eh. Glikman, and G. S. Klark, *Obratimaya Otpusknaya Khrupkost' Staley i Splavov Zheleza* (Moscow: Metallurgizdat: 1987) (in Russian).
14. V. V. Zabil'skiy, *MiTOM*, No. 1: 24 (1987) (in Russian).
15. R. M. Lerinman and V. D. Sadovskiy, *Stal'*, No. 5: 456 (1948) (in Russian).
16. *Tekhnologiya Termicheskoy Obrabotki Profil'nogo Prokata iz Nizkolegirovannykh i Legirovannykh Staley* (Minchermet SSSR, VPO "Soyuzspetsstal'", UkrNIIspetsstal' AN USSR, 10.08. 1981) (in Russian).
17. V. I. Makhnenko, S. I. Kuchuk-Yatsenko, V. M. Shekera, S. A. Solodovnikov, L. A. Egorova, and B. I. Kazymov, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 4: 33 (1974) (in Russian).
18. S. I. Zhuravlev, V. A. Erofeev, and S. I. Poloskov, *Svarka i Diagnostika*, No. 4: 24 (2013) (in Russian).
19. V. I. Trufyakov, V. G. Mazur, G. V. Zhemchuzhnikov, and B. I. Kazymov, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 2: 7 (1987) (in Russian).
20. S. I. Kuchuk-Yatsenko, G. V. Zhemchuzhnikov, and B. I. Kazymov, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 2: 1 (1980) (in Russian).
21. S. I. Kuchuk-Yatsenko, B. I. Kazymov, V. F. Zagadarchuk, V. F. Garbin, and A. V. Denisenko, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 11: 23 (1984) (in Russian).
22. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkaderov, and V. I. Trefilov, *Fizicheskie Osnovy Elektrotermicheskogo Uprochneniya Stali* (Kiev: Naukova Dumka: 1973) (in Russian).
23. P. Rysh, F. Gabrovets, I. Shkarek, V. N. Gridnev, Yu. A. Garasim, and S. P. Oshkaderov, *Metallofizika*, 4, No. 4: 84 (1982) (in Russian).
24. P. Rysh, I. Shkarek, V. N. Gridnev, V. D. Bezbakh, Yu. A. Garasim, and S. P. Oshkaderov, *Metallofizika*, 7, No. 2: 34 (1985) (in Russian).
25. S. P. Oshkaderov, *Uspehi Fiziki Metallov*, 12: 269 (2011).
26. V. N. Gridnev, Ya. N. Vovk, S. P. Oshkaderov, and R. V. Televich, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 49, Iss. 3: 668 (1980) (in Russian).
27. S. P. Oshkaderov, S. V. Prikhod'ko, R. V. Televich, and E. I. Yakushechkin, *Metallofizika*, 13, No. 2: 37 (1991) (in Russian).
28. V. G. Sorokin, M. A. Gervas'ev et al., *Stali i Splavy, Marochnik. Spravochnoe Izdanie* (Moscow: Internet Inzhiniring: 2001) (in Russian).
29. Eh. Gudermon, *Spetsial'nye Stali* (Moscow: Metallurgizdat: 1959) (in Russian).
30. S. I. Gubenko, *Transformatsiya Nemetallicheskikh Vklyucheniya v Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1991) (in Russian).
31. G. G. Grigorenko, *Strukturnaya Neodnorodnost' Soedineniy Malouglerodistykh Nizkolegirovannykh Trubnykh Staley, Vypolnennykh Svarkoy s Nagrevom* (Avtoreferat Disser. kand. tekhn. nauk) (Kiev: FTIMS NAN Ukrainy: 2002) (in Russian).
32. R. Kissling and N. Lanche, *Nemetallicheskie Vklyucheniya v Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1968) (in Russian).
33. S. S. Shteyberg, *MTF*, 5, Iss. 2: 36 (1935) (in Russian).
34. G. V. Kurdyumov and E. G. Nesterenko, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 11, Iss. 4: 833 (1961) (in Russian).