

На правах рукописи

ТАБАТЧИКОВА Татьяна Иннокентьевна

**ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ, ФАЗОВЫЕ И
СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ
В НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ**

Специальность: 05.16.01 – металловедение
и термическая обработка металлов

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Челябинск– 2008

Работа выполнена в Ордена Трудового Красного Знамени
Институте физики металлов УрО РАН

Научный консультант

академик РАН, доктор
технических наук
Счастливцев
Вадим Михайлович

ОФИЦИАЛЬНЫЕ ОППОНЕНТЫ: доктор технических наук,
профессор Кудря Александр
Викторович
доктор технических наук,
профессор Гервасьев Михаил
Антонович
доктор физ.-мат. наук,
профессор Рушиц Сергей
Вадимович

ВЕДУЩАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ –

Магнитогорский
государственный
технический университет

Защита состоится 17 сентября 2008 г.

в 11 часов на заседании диссертационного совета
Д 212.298.01 при Южно-Уральском государственном
университете по адресу: 454080, г. Челябинск,
пр. им. В.И. Ленина, 76.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ЮУрГУ.

Автореферат разослан _____ 2008 г.

Ученый секретарь диссертационного совета
доктор физико-математических наук

_____ Д.А. Мирзаев

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Получение высоких прочностных свойств в сталях достигается проведением термообработки, заключающейся в проведении операций, связанных с нагревом, охлаждением, деформацией в различных сочетаниях и последовательности, часто с получением неравновесных состояний. Существует множество вариантов получения неравновесных состояний: за счет быстрого нагрева, быстрого охлаждения, внесения в материал дефектов кристаллического строения путем деформации и т.п. В данной работе были выбраны для исследования следующие направления: лазерная поверхностная обработка, сопровождающаяся сверхбыстрым нагревом и охлаждением; сварка с быстрым нагревом и ускоренным охлаждением; термомеханическая обработка, заключающаяся в сочетании горячей деформации аустенита и $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращения при ускоренном охлаждении; наконец, перлитное превращение, происходящее при значительном переохлаждении ниже A_{c1} (наименьших возможных температурах перлитного распада).

В связи с появлением высококонцентрированных источников энергии (лазер, электронный луч и т.д.) со свойственными им сверхвысокими скоростями нагрева и охлаждения возникла необходимость в изучении перекристаллизации в неравновесных условиях, а именно при сверхбыстром нагреве. Изучение процесса перекристаллизации является важным и актуальным не только в научном, но и в практическом аспекте, поскольку механические свойства сталей непосредственно зависят от размеров зерна. Существуют представления о том, что при лазерной закалке всегда формируется мелкокристаллическая структура. Несомненно, что быстрый лазерный нагрев должен подавлять диффузионные процессы и стимулировать сдвиговый механизм образования γ -

фазы. Поэтому эффекты структурной наследственности в условиях лазерного нагрева могут проявляться особенно ярко.

В работах В.Д. Садовского с соавторами при относительно невысоких скоростях нагрева были изучены закономерности перекристаллизации, однако причины проявления или исключения структурной наследственности не были выяснены. Применение сверхбыстрого лазерного нагрева для изучения перекристаллизации явилось хорошим способом изучения структурной наследственности, поскольку в максимальной степени могло подавить рекристаллизацию аустенита от фазового наклепа и осуществить бездиффузионное $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращение при нагреве.

Подобные проблемы возникают и при сварке в процессе перекристаллизации металла в зоне термического влияния (ЗТВ). Перекристаллизация металла зоны термического влияния в процессе сварочного нагрева (при лазерной или электродуговой сварке) изучена явно недостаточно. Между тем, именно структура металла околошовной зоны во многом определяет механические свойства сварного соединения в целом. Перегрев околошовной зоны сварного соединения, вызывающий рост аустенитного зерна, приводит к значительным осложнениям при проведении последующей термообработки, что также может быть связано с проявлением структурной наследственности и развитием интеркристаллитной хрупкости. В связи с этим было необходимо изучить перекристаллизацию в применении к сварным соединениям низкоуглеродистых сталей, которые в настоящее время составляют основную долю производимых свариваемых сталей. Необходимо разработать режимы термообработки, исключающие восстановление крупного зерна аустенита при нагреве.

К новым методам упрочнения трубных, строительных сталей в настоящее время относится термомеханическая обработка (ТМО), которая была разработана еще в 50-е годы под руководством В.Д. Садовского. Однако возникает вопрос,

возможно ли использование ТМО для упрочнения низкоуглеродистых низколегированных сталей, в которых при охлаждении после высокотемпературной деформации не происходит мартенситного превращения, а образуются феррито-перлитная либо феррито-бейнитная структуры.

До сих пор считалось, что перлит является наиболее стабильной фазой, по сравнению с мартенситом и бейнитом. Исследования последних лет, в частности работы В.М. Счастливецва с соавторами показывают, что перлит, полученный при наиболее низких температурах, является неравновесной структурой. При кратковременном докритическом отжиге такого перлита интенсивно протекают превращения, не связанные с процессами сфероидизации и коагуляции цементита, однако сопровождающиеся существенными изменениями прочностных свойств. Это обстоятельство стимулировало наши исследования кристаллической структуры цементита методом ЯГР и методом протяженных тонких структур спектров энергетических потерь электронов – EFELS, а также изучение содержания углерода в ферритной составляющей перлита методом внутреннего трения.

В работах Л.Г. Коршунова, А.В. Макарова показано, что износостойкость сталей зависит от содержания углерода в твердом α -растворе. Избыточное содержание углерода в феррите перлита должно было повлиять на интенсивность изнашивания тонкопластинчатого перлита, что вызвало необходимость изучения влияния структуры перлита на уровень износостойкости эвтектоидных сталей.

Тонкопластинчатый перлит, образующий при ускоренном охлаждении массивных изделий (рельсов, железнодорожных колес) представляет собой наноструктуру – межпластиночное расстояние в перлитных колониях составляет около 80-60 нм, а толщина цементитной пластины 7-8 нм. Поведение такой структуры при деформации представляет не только научный, но и практический интерес. Из работ В.Г. Гаврилюка известно, что

при пластической деформации возможно растворение цементита и выход углерода в α -твердый раствор. Необходимо было исследовать возможное растворение цементита при деформации перлита, полученного в неравновесных условиях (квазиэвтектоида), сравнив его поведение с перлитом, полученным в равновесных условиях.

Таким образом, в диссертации большое внимание нужно было уделить рассмотрению тех особенностей превращений, которые связаны с неравновесными условиями, создаваемыми при быстром нагреве или быстром охлаждении, со значительным переохлаждением относительно температур фазового равновесия, а также с созданием дефектов кристаллического строения в металлическом материале при пластической деформации.

Приведенный краткий обзор проблем, касающихся механизмов перекристаллизации, фазовых и структурных превращений в сталях, происходящих в неравновесных условиях, показывает актуальность настоящей работы

Цель настоящей работы состоит в установлении особенностей перекристаллизации, фазовых и структурных превращений в сталях в неравновесных условиях, возникающих при сверхбыстром (или быстром) нагреве, свойственном лазерному воздействию или сварке, а также при перлитном распаде, осуществленном при ускоренном охлаждении и наименьшей возможной температуре.

Для достижения намеченной цели в работе были решены следующие **задачи**, имеющие методическое, научное и практическое значение:

1. Исследована перекристаллизация легированных сталей при сверхбыстром лазерном нагреве. Установлено влияние отпуска и пластической деформации на перекристаллизацию предварительно закаленной стали. Определен механизм образования аустенита в сталях при сверхбыстром лазерном нагреве.

2. Установлены структурные особенности мартенсита, связанные со сверхбыстрой лазерной закалкой, и причины его повышенной твердости. Определен способ получения равномерного закаленного слоя на поверхности стальных изделий, подвергнутых лазерной поверхностной обработке.
3. Исследованы перекристаллизация, фазовые и структурные превращения в сталях, происходящие при лазерной и электродуговой сварке с целью создания оптимальной структуры в околошовной зоне.
4. Разработаны способы перекристаллизации крупнозернистой структуры, возникшей при перегреве в процессе сварки сталей, обладающих повышенной склонностью к интеркристаллитному разрушению.
5. Исследована перекристаллизация низкоуглеродистых низколегированных свариваемых сталей при термомеханической обработке. Установлена возможность передачи дефектов кристаллического строения от деформированного аустенита образующейся из него при ускоренном охлаждении ферритной, бейнитной или мартенситной структуре.
6. Определены кристаллографические особенности процесса образования аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве стали с исходной перлитной структурой и установлена возможность реализации бездиффузионного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.
7. Определены изменения кристаллической структуры цементита при длительном отжиге в α -состоянии.
8. Исследованы особенности структуры перлита, образующегося при наименьшей возможной температуре перлитного распада, в частности, установлены причины его повышенной твердости.
9. Исследована износостойкость и поведение при пластической деформации тонкопластинчатого перлита – основной структурной составляющей рельсовых и колесных сталей.

При решении поставленных задач получены **новые научные результаты**, которые выносятся на защиту:

1. Установлено, что при лазерном нагреве $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в сталях с исходной структурой реечного мартенсита происходит не на карбидных частицах, а путем зарождения и роста зародышей на границах α -реек, ориентационно связанных с исходной структурой, что приводит к восстановлению первоначального аустенитного зерна. При лазерном нагреве перекристаллизация в сталях с исходной структурой реечного мартенсита состоит из двух этапов: упорядоченной перестройки $\alpha \rightarrow \gamma$ и рекристаллизации фазонаклепанного аустенита. Отпуск и деформация закаленной стали не приводят к нарушению упорядоченности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, а влияют на второй этап перекристаллизации – рекристаллизацию аустенита, вызывая понижение температуры ее начала к интервалу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. При сверхбыстром лазерном нагреве рекристаллизация аустенита может быть подавлена.

2. Экспериментально обнаружено, что при лазерном нагреве стали с исходной перлитной структурой образование аустенита может происходить путем бездиффузионного сдвигового мартенситоподобного превращения.

3. Обнаружено, что в ферритной составляющей «свежего» тонкопластинчатого перлита присутствует повышенное, по сравнению с равновесным, содержание углерода в виде атмосфер на дислокациях. Повышенная прочность и износостойкость сталей со структурой тонкопластинчатого перлита определяется не только его дисперсным строением (нанофазным строением цементита), но и повышенным содержанием углерода в феррите перлита и повышенной способностью цементита к растворению при деформации.

4. Экспериментально обнаружено, что кристаллическая структура цементита тонкопластинчатого перлита, а именно его углеродная подрешетка, изменяется после длительного отжига в α -состоянии; кристаллическая решетка цементита не соответствует решетке $Pnma$, а имеет более низкую симметрию.

5. Установлено, что при ТМО низкоуглеродистых низколегированных промышленных сталей происходит передача дефектов кристаллического строения от деформированного и нерекристаллизованного аустенита не только мартенситу, но и конечной бейнитной или феррито-бейнитной структуре.

Практическая значимость работы. Установленные в работе закономерности перекристаллизации использованы при разработке режимов двухдуговой сварки, а также режимов термической обработки сварных соединений из высокопрочных сталей. На основании анализа фазовых и структурных превращений определены оптимальные режимы термомеханической обработки низкоуглеродистых низколегированных свариваемых сталей. Предложен способ поверхностной закалки, защищенный авторским свидетельством № 995518.

Личный вклад соискателя состоит в инициативе проведения исследований, постановке задач исследования, обработке и трактовке полученных результатов. Все этапы экспериментальной работы проведены лично соискателем или при его активном участии. Особая признательность – академику В.М. Счастливцеву за постоянную поддержку и внимание.

Апробация работы

Основные результаты работы доложены на следующих конференциях: Уральской школе металловедов–термистов (1983, 1985, 1987, 1998, 2000, 2002, 2006, 2008 г.г.), конференции «Физика прочности и пластичности» (г. Самара, 1983, 1986, 1992 г.г.), IV Европейской конференции по лазерной обработке материалов «ECLAT-92» (г. Геттинген, Германия, 1992 г.), Международном симпозиуме по мартенситным превращениям ICOMAT-95 (г. Лозанна, Швейцария), Международном семинаре «Современные проблемы прочности» (г. Старая Русса - В. Новгород, 1997, 1999, 2003 г.г.), Мемориальном симпозиуме академика В.Н. Гриднева «Металлы и сплавы: Фазовые превращения, структура, свойства» (г. Киев, 1998 г.),

Международной конференции KUMIKOM-99 (г. Москва, 1999 г.), LXII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (г. Калуга, 2004 г.), Международной конференции «Взаимодействие дефектов и неупругие явления в твердых телах» (г. Тула, 1997, 2001 г.), Международной конференции «Релаксационные явления в твердых телах» (г. Воронеж, 1999 г.), Российско-китайском симпозиуме «Advanced materials and processes» (г. Калуга, 1995 г.), Международном симпозиуме «Фазовые превращения в твердых растворах и сплавах» (г. Сочи, 2002, 2003, 2005 г.г.), XIV Петербургских чтениях по проблемам прочности (г. С.-Петербург, 2003 г.), Бернштейновских чтениях по термомеханической обработке металлических материалов (г. Москва, 1996, 1999, 2004 г.), X Международном семинаре «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов ДСМСМС-2005» (г. Екатеринбург, 2005 г.)

Публикации

По результатам проведенных исследований опубликовано 36 печатных работ в рецензируемых журналах, определенных Перечнем ВАК, часть материалов вошли в 3 монографии.

Объем работы

Диссертация состоит из введения, четырех глав и общих выводов. Работа изложена на 286 страницах, включая 89 рисунков, 22 таблицы и 3 приложения (акты внедрения). Список использованной литературы содержит 220 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

В работе исследованы углеродистые и легированные, конструкционные, в том числе свариваемые, и инструментальные стали с различным содержанием углерода от 0,03 до 1,5 мас.%.

В первой главе рассмотрены особенности фазовых и структурных превращений при лазерной обработке сталей с различными исходными структурами. Изучено явление структурной наследственности при сверхбыстром лазерном

нагреве. Рассмотрены закономерности перекристаллизации сталей при лазерном нагреве, влияние предварительного отпуска и деформации на формирование зеренной структуры, определен механизм зарождения аустенита в сталях, имеющих различную исходную структуру. Таким образом, в настоящей работе лазерное воздействие было использовано как способ изучения превращений в сталях, происходящих при нагреве. Лазерная обработка со свойственными ей высокими скоростями нагрева и охлаждения, несомненно, является хорошим средством для исследования превращений при нагреве и, в частности, перекристаллизации, так как позволяет не только быстро нагревать и получать зону градиентного нагрева, но и фиксировать мгновенно высокотемпературное состояние.

Лазерная поверхностная обработка осуществлялась с оплавлением поверхности, главным предметом изучения являлась ЗТВ, где температура превышала критические точки A_{c1} - A_{c3} , но была меньше, чем температура плавления. При лазерной обработке предварительно отожженных сталей главной особенностью структуры является сохранение химической неоднородности, связанной с недостатком времени для полного протекания диффузионных процессов. В образце армко-железа при лазерном нагреве выше температуры A_{c1} около цементитных частиц происходит локальный переход в аустенитное состояние и образование мартенсита или даже ледебурита на их месте при охлаждении, так как из-за малой продолжительности лазерного нагрева не хватило времени для выравнивания углерода по всему объему. В стали 20 с исходной феррито-перлитной структурой вплоть до температуры плавления сохраняется химическая неоднородность, связанная с недостатком времени для диффузии между аустенитом, образовавшимся на месте перлитных участков и аустенитом, образовавшимся на месте феррита, что видно по графику микротвердости (рис. 1).

Можно заключить, что лазерный нагрев сталей с резко дифференцированными структурными составляющими (феррит+цементит, феррит+перлит) в исходном состоянии не позволяет получить однородную конечную структуру. Второе заключение: при сверхбыстром лазерном нагреве возрастает вероятность протекания бездиффузионных превращений.

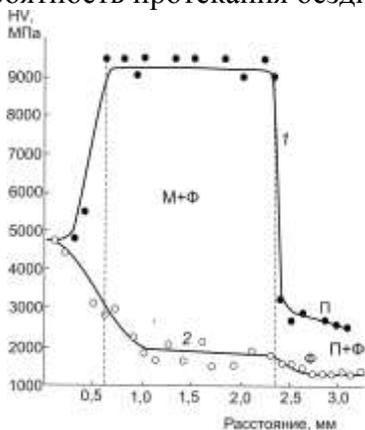


Рис. 1. Распределение микротвердости в зоне лазерного воздействия в предварительно отожженной стали 20: 1 – твердость участков на месте исходного перлита; 2 – то же на месте исходного феррита, М+Ф – зона мартенситно-ферритной структуры после охлаждения, П+Ф – зона исходной структуры.

При лазерном нагреве предварительно закаленных конструкционных сталей резко проявляется структурная наследственность. В начале зоны лазерной закалки воспроизводится крупное зерно исходной структуры, по мере повышения температуры, восстановленное зерно заменяется новым, более мелким, образующимся в результате рекристаллизации аустенита, обусловленной фазовым наклепом (рис. 2). При сверхбыстром лазерном нагреве стали рекристаллизация аустенита полностью подавляется. Казалось бы, сверхбыстрый нагрев без выдержки с немедленным охлаждением должен приводить к образованию супермелкозернистого аустенита. Но проявляется эффект структурной наследственности, при котором эффект измельчения зерна, связанный с перекристаллизацией, отсутствует. Это явление специфично для лазерной обработки предварительно закаленных крупнозернистых сталей и связано с необычно высокой скоростью нагрева.

Подкладкой для кристаллизации расплава может служить рекристаллизованный аустенит. В том случае, когда при сверхбыстром лазерном нагреве рекристаллизация от фазового наклепа оказывается подавленной, подкладкой служит восстановленный аустенит, крупнозернистый, если в исходном состоянии сталь была крупнозернистой.

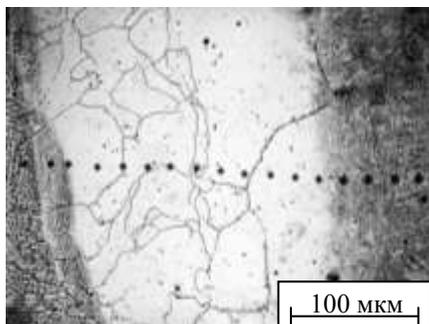


Рис. 2. Структура зоны воздействия лазерного излучения в стали 37ХН3А, предварительно закаленной от 1200°С.

Влияние отпуска на перекристаллизацию закаленной стали. Известно, что отпуск закаленной стали может препятствовать восстановлению зерна при последующем быстром нагреве. Нарушение структурной наследственности в отпущенной стали связывают: с процессами полигонизации и рекристаллизации α -фазы, развитием неупорядоченного превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ на границе феррит-карбид, устранением влияния остаточного аустенита как «подложки», с протеканием превращения, идущего с размножением ориентировок.

В данной работе показано, что при лазерном нагреве закаленных сталей, например, стали 38ХН3МФ рекристаллизация аустенита полностью отсутствует (рис. 3 а). Отпуск 300-500°С приводит к наличию в начале зоны лазерной закалки восстановления исходного аустенитного зерна, ближе к переплавленной зоне возникает полоска мелкозернистой рекристаллизованной структуры (рис. 3 б).

С повышением температуры отпуска температура начала рекристаллизации снижается, приближаясь к интервалу $\alpha \rightarrow \gamma$ -

превращения. Таким образом, предварительный отпуск способствует рекристаллизации восстановленного аустенита.

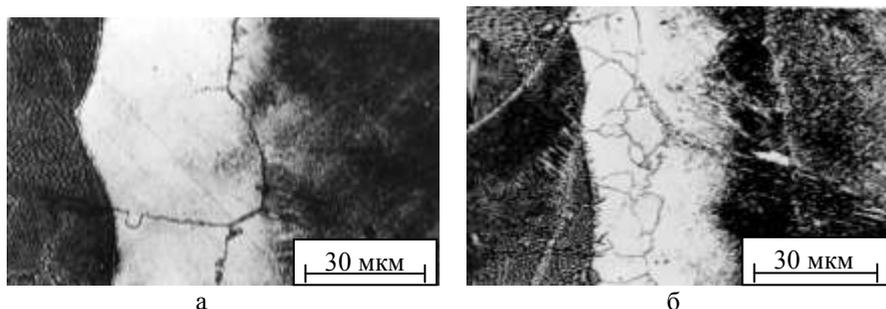


Рис. 3. Влияние отпуска на структуру зоны воздействия лазерного излучения в стали 38ХНЗМФ: а – без отпуска, б – отпуск 500°С.

Можно заключить, что мелкое зерно, возникающее в высокоотпущенной стали, не является непосредственным следствием $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, а образуется в результате спустившейся в интервал превращения рекристаллизации. Рассмотрение перекристаллизации как рекристаллизации, накладывающейся на упорядоченное превращение, потребовало проведения электронно-микроскопических наблюдений за формой и локализацией зародышей аустенита.

В предварительно закаленной стали в зоне, нагревавшейся выше A_{c1} , на границах реек формируются вытянутые вдоль пластин фазы зародыши аустенита линзовидной формы (рис. 4 а, б).

Ориентация всех зародышей γ -фазы в пределах первоначального зерна одна и та же. После разрастания до полного их соприкосновения происходит восстановление исходного аустенитного зерна. Такой механизм образования аустенита является «механизмом восстановления». Таким образом, $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в стали с исходной реечной структурой мартенсита осуществляется путем зарождения и роста отдельных зародышей. Не происходит «опрокидывания»

отдельной мартенситной рейки как целой в аустенит, как это происходит в сплавах с памятью формы.

Показано, что остаточный аустенит, имеющийся в структуре закаленной стали, не играет определяющей роли в явлении восстановления аустенитного зерна при лазерном нагреве – сталь со структурой мартенсита без остаточного аустенита также оказывается склонной к структурной наследственности.

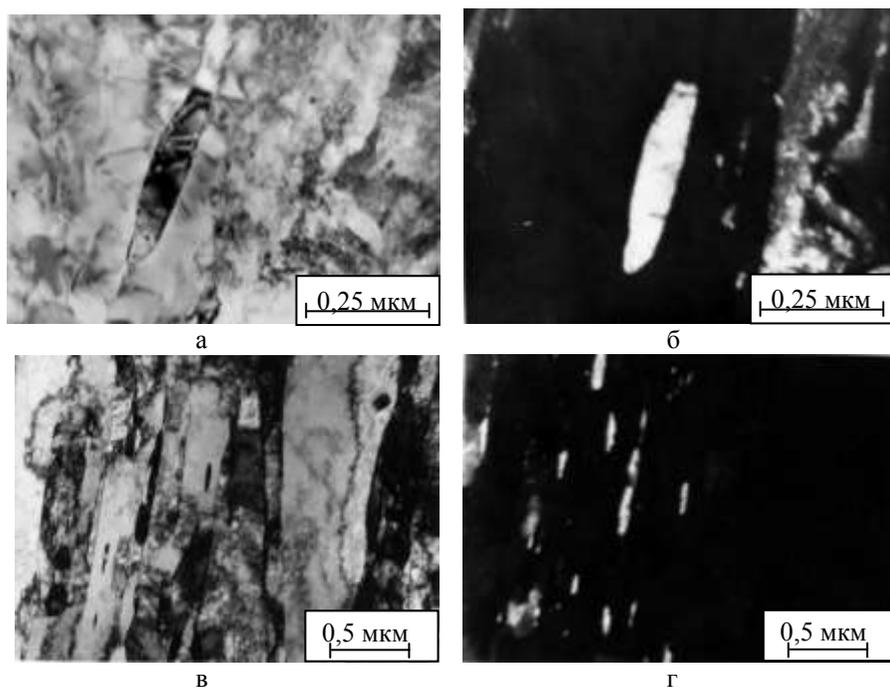


Рис. 4. Места образования зародышей аустенита в закаленной (а, б) и в высокоотпущенной (в, г) стали 20ХГСНМ при лазерном нагреве: а, в – светлопольные изображения, б, г – темнопольные изображения в рефлексе (200) аустенита.

Такой же «механизм восстановления» наблюдали и при лазерном нагреве закаленных и отпущенных сталей (рис. 4 в, г). До сих пор считалось, что центры неупорядоченного

превращения возникают на границах феррит-карбид. В данной работе установлено, что присутствие в высокоотпущенной стали карбидов, когерентно не связанных с α -фазой, и расположение их внутри или на границах реек не приводит к нарушению ориентированного зарождения аустенита. Дальнейшее повышение температуры нагрева, соответствующей середине межкритического интервала, приводит к появлению участков аустенита неправильной или часто глобулярной формы, что можно трактовать как рекристаллизацию аустенита в ходе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

Показано, что в закаленной и в высокоотпущенной стали аустенит образуется по «механизму восстановления», но в случае нагрева высокоотпущенной стали формируется мелкое зерно - результат двухстадийной схемы перекристаллизации, включающей фазовое превращение и рекристаллизацию, прошедшую в интервале превращения. Применение сверхбыстрого лазерного нагрева позволило оторвать рекристаллизацию аустенита от $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и наблюдать образование аустенита по «механизму восстановления».

Влияние деформации на перекристаллизацию закаленной стали. Считается, что при пластической деформации закаленной стали эффект восстановления исходной структуры подавляется, так как возникают «внутрифазные поверхности раздела», или разрушается внутризеренная текстура. В данной работе показано, что пластическая деформация действует на второй этап перекристаллизации - рекристаллизацию аустенита: при этом смещается ее начало в область более низких температур и измельчается зерно, получающееся в результате рекристаллизации (рис. 5). Мелкое зерно, получающееся при нагреве закаленной и деформированной более чем на 25 % стали есть результат рекристаллизации от внутреннего наклепа, спустившейся в интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

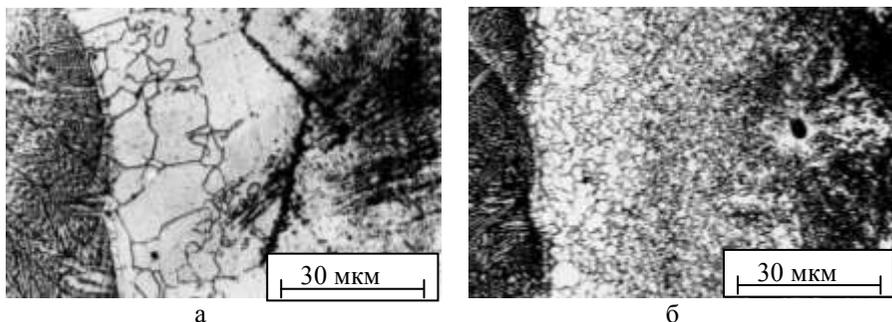


Рис. 5. Структура зоны лазерной закалки в стали 38ХНЗМФ, предварительно закаленной от 1200°С и деформированной прокаткой: а – на 5%, б – на 25%.

Предварительная деформация повышает стимул к рекристаллизации аустенита, внося дополнительные дефекты в мартенсит, которые передаются аустениту. Перекристаллизация закаленной и деформированной стали также состоит из двух этапов: упорядоченной перестройки решетки насыщенного дефектами мартенсита в аустенит, наследующий частично эти дефекты, и рекристаллизации аустенита, которая в зависимости от условий либо накладывается на $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение, либо отрывается от него.

Во второй главе *рассмотрены причины повышенной твердости конструкционных сталей, подвергнутых лазерной закалке*. После лазерной закалки, характеризующейся сверхвысокими скоростями охлаждения, среднелегированные конструкционные стали приобретают повышенную твердость по сравнению с твердостью после обычной закалки. В литературе повышенную твердость связывают с мелкокристаллическим состоянием мартенсита, увеличением плотности дефектов, получением структуры с вкрапленными карбидами, ограничением самоотпуска мартенсита при сверхбыстром охлаждении. Нами показано, что по структуре мартенсит лазерной закалки ничем не отличается от образующегося при обычной закалке. Эксперименты по влиянию скорости охлаждения при лазерной закалке (применяли подогрев

образцов) на величину получаемой твердости показали, что основной причиной повышения твердости при лазерной закалке является резкое ограничение самоотпуска мартенсита.

Разработан *способ получения равномерной твердости на облучаемой поверхности*, защищенный авторским свидетельством № 995518 и рекомендованный для обработки поверхности инструмента и деталей, работающих в условиях высоких контактных нагрузок и подверженных износу. Способ позволяет избежать неравномерной твердости на облученной поверхности в связи с появлением участков отпущенной структуры.

Рассмотрено *упрочнение мартенситностареющих сталей после лазерной обработки*. Лазерная обработка таких сталей в состаренном состоянии приводит к закономерному снижению твердости в зоне лазерной закалки. Старение закаленной лазером стали вызывает существенное упрочнение зоны лазерной закалки, причем твердость после лазерной закалки и последующего старения при всех температурах существенно выше, чем после объемной закалки и старения. Лазерная закалка мартенситностареющих сталей с последующим старением приводит к получению более высокой твердости на поверхности, чем после обычной закалки и старения. Несколько сдвигается и максимум твердости на кривой зависимости от температуры старения. На основании структурных исследований установлены причины повышенной твердости. Показано, что лазерная закалка не приводит к полному растворению крупных частиц χ -фазы типа Fe–Cr–Mo, обеспечивает большую степень пересыщения мартенсита при сверхбыстром охлаждении и создает большую плотность дислокаций, являющихся в дальнейшем местами предпочтительного зарождения упрочняющей фазы. Последующее старение при температуре 470°C, обеспечивающее максимальное упрочнение закаленной лазером стали, вызывает выделение частиц упрочняющей фазы Ni_3Ti в дисперсной форме, близкой к предвыделениям. При

лазерном нагреве не происходит полной гомогенизации аустенита, на месте бывших частиц сохраняется повышенная концентрация никеля и титана. Это обстоятельство облегчает последующее образование частиц Ni_3Ti при старении, которое начинается при более низкой температуре и проходит быстрее. Предложена обработка, позволяющая при неизменных свойствах металла сердцевины изделия из мартенситностареющей стали, обработанной по оптимальным режимам, получить более высокую твердость поверхностного слоя.

В третьей главе, посвященной **совершенствованию структуры свариваемых сталей**, рассмотрены фазовые и структурные превращения, происходящие в неравновесных условиях сварки, особенности перекристаллизации легированных сталей при сварочном нагреве (в зоне термического влияния), при термообработке сварных соединений из легированных сталей, а также формирование структуры при термомеханической обработке свариваемых сталей.

Перекристаллизация при сварочном нагреве (в процессе лазерной, а также электродуговой сварки) легированной стали, например, 20ХГСНМ с исходной структурой речного мартенсита происходит в две стадии: упорядоченная перестройка $\alpha \rightarrow \gamma$ и рекристаллизация аустенита. Особенностью перекристаллизации при сварке стали 20ХГСНМ является нарушение ориентированного, упорядоченного образования аустенита вследствие развития вторичного процесса рекристаллизации, происходящего в межкритическом интервале. Это исключает проявление структурной наследственности, наблюдавшейся при поверхностной лазерной обработке данной стали. Перекристаллизация заканчивается образованием мелких зерен аустенита. Но в околошовной зоне, нагревавшейся выше $1200^\circ C$, аустенитные зерна испытывают значительный рост, в особенности при электродуговой сварке. В связи с образованием мартенсита при охлаждении в пределах крупного аустенитного

зерна увеличивается склонность сварных соединений к образованию так называемых холодных (закалочных) трещин в околосшовной зоне.

Для перекристаллизации металла околосшовной зоны использовали метод двухдуговой сварки. Действие второй дуги было равносильно повторной закалке из межкритического интервала (рис. 6 а). За счет двукратной перекристаллизации металла околосшовной зоны удалось измельчить структуру (рис. 6 б) и заметно повысить стойкость к возникновению холодных трещин.

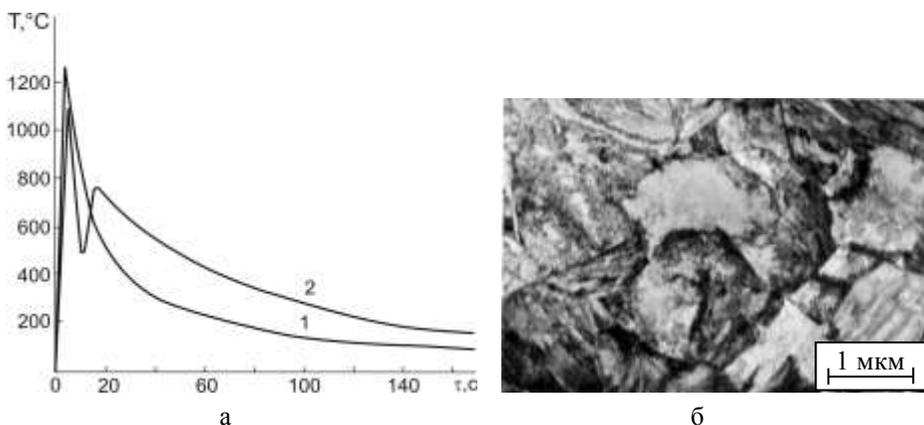


Рис. 6. Термические циклы сварки и микроструктура зоны перегрева вблизи корневого валика в сварном соединении из стали 20ХГСНМ, выполненном двухдуговой сваркой: а – 1 – однодуговая, 2 – двухдуговая сварка; б – мелкое зерно в зоне перегрева.

Другим способом исправления крупнозернистой структуры околосшовной зоны является дополнительная термообработка. В высоколегированных сталях проводимый отпуск для снятия напряжений не исправляет крупнозернистую структуру околосшовной зоны, а напротив, может приводить к интеркристаллитной хрупкости.

Так, отпуск стали 12ХГН2МФД с крупным аустенитным зерном приводит к существенному снижению ударной вязкости.

Изменяется и характер излома к хрупкому интеркристаллитному. Интеркристаллитная хрупкость вызвана проявлением обратимой отпускной хрупкости, связанной с образованием сегрегаций фосфора, выделением крупных цементитных частиц на границах зерен и с процессом дисперсионного твердения за счет выделения дисперсных частиц меди.

Разработаны режимы термической обработки, обеспечивающие исправление крупнозернистой структуры сварного соединения. Сталь 12ХГН2МФД проявила высокую склонность к структурной наследственности. Перекристаллизация происходила лишь при нагреве выше температуры рекристаллизации аустенита, выше 1000°С. При разработке режимов термической обработки, обеспечивающих перекристаллизацию крупнозернистой структуры сварного соединения, использовали установленный в первой главе вывод о том, что предварительный отпуск приводит к измельчению рекристаллизованного зерна и снижает температуру рекристаллизации.

Другим эффективным способом подавления отпускной хрупкости является закалка из межкритического интервала, позволяющая увеличить ударную вязкость стали. Рекомендованные режимы позволяют получить в стали типа 12ХГН2МФД при уровне прочности не менее 1000 МПа величину ударной вязкости не ниже 70 Дж/см².

Совершенствование структуры и механических свойств низкоуглеродистых низколегированных свариваемых сталей. Одним из наиболее эффективных методов упрочнения стали и повышения ударной вязкости является метод ТМО, предложенный В.Д. Садовским, который включает горячую деформацию стали в аустенитном состоянии и регламентируемое ускоренное охлаждение, позволяющее провести $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при условии передачи большей части дефектов кристаллического строения, полученных аустенитом, образующейся из него конечной структуре. Возможность такого наследования была установлена М.Л.

Бернштейном и М.А. Штремелем для конструкционных сталей, закаливающихся на мартенсит. Однако до сих пор неизвестно, возможно ли использование ВТМО для упрочнения низкоуглеродистых, низколегированных сталей, в которых при охлаждении после высокотемпературной деформации не происходит мартенситного превращения, а образуются феррито-перлитная либо феррито-бейнитная структуры, и происходит ли в этом случае передача дефектов от деформированного аустенита к конечной структуре.

В данной работе на промышленных сталях 09ХН2МДФ и 09ГФБ и 10ГНБ, прошедших ТМО в заводских условиях, электронно-микроскопическими исследованиями показано, что возможна передача части дефектов кристаллического строения конечной бейнитной или феррито-бейнитной структуре. В них после охлаждения структура имеет высокую плотность дислокаций и полигональное строение, унаследованное от горячедеформированного аустенита. В результате прочность и ударная вязкость сталей 09ХН2МДФ и 09ГФБ, подвергнутых ТМО, существенно выше, чем после обычной закалки.

Показано, что при ТМО $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при ускоренном охлаждении развивается в горячедеформированном и нерекристаллизованном аустените, и происходит суммирование дефектов кристаллического строения, полученных при наклепе аустенитом и дефектов, возникающих при низкотемпературном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Повышение прочности и хладостойкости сталей, подвергнутых термомеханической обработке связано не только с перекристаллизацией (существенным измельчением ферритного зерна), но и с частичным наследованием дефектов от деформированного аустенита образующейся из него конечной мартенситно-бейнитной или феррито-бейнитной структурой. Не происходит значительного наследования дефектов кристаллического строения от деформированного аустенита конечной феррито-перлитной структурой.

ТМО существенно замедляет процессы разупрочнения при отпуске стали 09ХН2МДФ, по сравнению с обычной закалкой. Это имеет важное значение для свариваемых сталей, поскольку в ЗТВ сварного соединения неизбежно происходит нагрев до субкритических температур, и разупрочнение этого участка крайне нежелательно.

В четвертой главе рассмотрен *механизм образования аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве в стали с исходной перлитной структурой*. Впервые была установлена возможность сдвигового бездиффузионного мартенсито-подобного механизма образования аустенита при нагреве. При этом аустенит образуется в пределах отдельной ферритной пластины, растворения цементитных пластин, расположенных рядом с образующимся аустенитом, не происходит (рис. 7 а). На фронте превращения аустенит при охлаждении превратился в феррит, а не в мартенсит (рис. 7 б). Это свидетельствует о том, что аустенит образуется бездиффузионно.

Форма кристалла аустенита указывает, что превращение имело сдвиговой характер, в этом случае должны выполняться О.С. между исходной и конечной фазами. Было установлено, что между исходным ферритом и образующимся аустенитом выполняются О.С., близкие к О.С. Курдюмова - Закса, что свидетельствует об ориентированном характере образования аустенита.

Начало сдвигового образования аустенита при нагреве сопровождается сдвигом цементитных пластин по определенной в данной работе плоскости $(111)_a \parallel (110)_f \parallel (103)_c$. Цементитные пластины ломаются, сдвигаются относительно первоначального положения, феррит превращается при нагреве в аустенит, который при охлаждении превращается в феррит, растворения цементита не происходит (рис. 7 в).

Таким образом, получены неопровержимые экспериментальные доказательства того, что при сверхбыстром

лазерном нагреве возможно образование аустенита путем мартенситоподобного бездиффузионного сдвигового механизма.

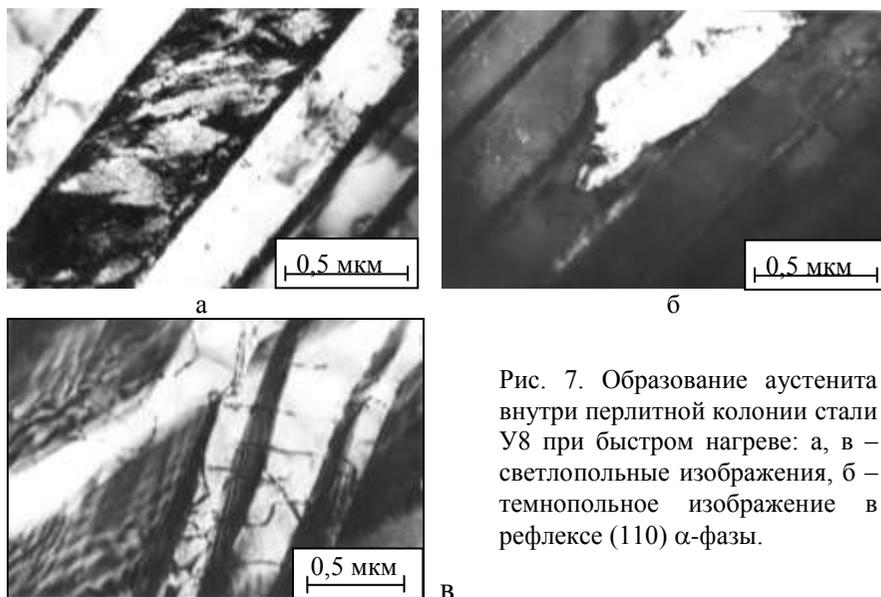


Рис. 7. Образование аустенита внутри перлитной колонии стали У8 при быстром нагреве: а, в – светлопольные изображения, б – темнопольное изображение в рефлексе (110) α -фазы.

Изучены *особенности структуры, свойств и поведение при деформации тонкопластинчатого перлита, возникающего в неравновесных условиях*, то есть при наименьшей возможной температуре перлитного распада. В работах В.М. Счастливецва с соавторами показано, что тонкопластинчатый перлит, образующийся в неравновесных условиях (при наименьшей возможной температуре перлитного распада – 500°C) является неравновесной структурой. Повышенная прочность такого перлита интенсивно снижается при дополнительном кратковременном отжиге, при котором не происходит изменений в цементитной и ферритной составляющих перлита. На основании этого возникло предположение, что при отжиге изменяется содержание углерода не только в феррите, но и в карбидной фазе, а, возможно, и структура цементита.

Кристаллическая структура цемента. Методом ядерного гамма-резонанса были получены сведения об изменении ближайшего окружения атомов железа в цементите, то есть о перераспределении углерода, происходящем при отжиге «свежего» перлита. Экспериментально наблюдаемый ЯГР спектр в стали с перлитной структурой был аналитически разложен на пять секстетов. По величине поля на ядре ($H_{эф}$) три из них можно отнести к ферритной и два – к карбидной составляющей перлита. Характеристики ЯГР спектров стали У15 после различных режимов обработки приведены в табл. 1.

Таблица 1. Характеристики ЯГР спектров стали У15 после различных режимов обработки (L - степень отжига)

| № | Режимы термообработки | L, 10 ³ | H ^Г | H ^Д | Г ^Г | Г ^Д | Г ^Д /Г ^Г |
|----|-----------------------|--------------------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------------------------------|
| 1. | П-330 | 12.3 | 20.0 | - | 21.4 | 1.4 | 0.06 |
| 2. | П-500 | 14.6 | 19.9 | - | 20.7 | 0.8 | 0.04 |
| 3. | П-650 | 17.6 | 19.7 | 16.2 | 11.5 | 11.0 | 0.96 |
| 4. | П-500 + 650, 5 мин | 17.4 | 19.6 | 17.1 | 14.7 | 9.8 | 0.67 |
| 5. | П-500 + 650, 1 ч | 18.5 | 19.2 | 15.6 | 11.9 | 12.1 | 1.01 |
| 6. | П-700 + 700, 1 ч | 19.5 | 18.5 | 13.9 | 10.8 | 14.1 | 1.31 |
| 7. | П-500 + 700, 4ч | 20.0 | 19.1 | 16.1 | 9.1 | 18.9 | 2.08 |
| 8. | П-500 + 700, 20ч | 20.7 | 18.0 | 11.8 | 18.0 | 7.2 | 0.4 |

Спектр цементита низкотемпературного перлита, полученного в неравновесных условиях при 500°С, описывается одним секстетом линий - Г. Спектр цементита, полученного при более высоких температурах 650°С (в более равновесных

условиях), описывается двумя секстетами линий Γ и Δ , эффективное поле для которых существенно различается. При дополнительном отжиге тонкопластинчатого перлита тоже обнаруживаются два секстета, причем относительная интенсивность секстетов возрастает монотонно от 0,06 до 2,08 в зависимости от степени отжига $L = T \times (20 + \lg t)$. Такое изменение интенсивности секстетов (Γ и Γ^1) можно объяснить постепенным переходом от октаэдрического расположения атомов углерода в цементите к призматическому.

Была определена функция вероятности распределения сверхтонких магнитных полей для стали У15 после разных термообработок (рис. 8). Для обработки П-500 (см. рис. 8, кривая 4) наблюдается распределение сверхтонких полей, близкое к одномодальному, тогда как для обработки П-500 + 700 функция $P(H)$ значительно более сложная (ср. кривые 4 и кривые 5, 6).

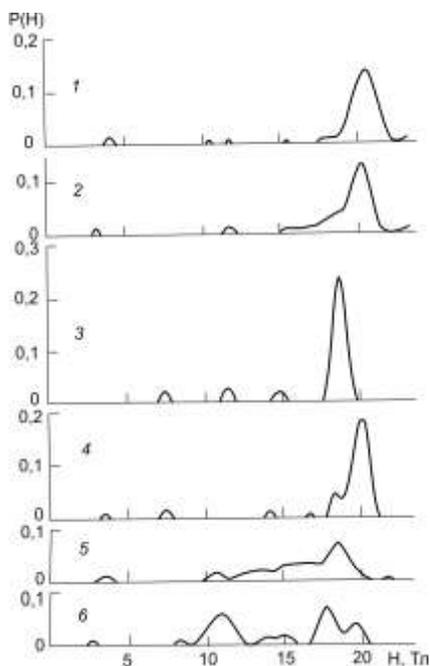


Рис. 8. Функция распределения вероятности сверхтонких полей для цементита:

1 - синтетического карбида; 2 - в белом чугуна и 3-6 - в стали У15 после следующих обработок: 3 - закалка от 800°C; 4 - перлитное превращение при 500°C, 1 мин (П-500); 5 - П-500 + отжиг при 700°C, 240 мин; 6 - П-500 + отжиг при 700°C, 1200 мин.

Так как тип кристаллической решетки цементита, судя по дифракционным данным, не изменяется, а рентгеновская дифракция происходит на атомах железа, то изменение ближайшего окружения, по-видимому, связано с перестройкой углеродной подрешетки цементита.

Ближайшее окружение атомов углерода в решетке цементита было также исследовано методом протяженных тонких структур спектров энергетических потерь электронов (совместно с Рацем Ю.В. [32]) для двух режимов обработки – для свежего тонкопластинчатого и подвергнутого дополнительному длительному отжигу при 700°C, 20 час (см. режимы 4 и 6, рис. 8).

Фурье-образ осциллирующей части спектра "свежего" цементита и фурье-образ осциллирующей части, построенной для модели (из предположений, что цементит имеет решетку $Pnma$) похожи, а фурье-образ осциллирующей части спектра цементита, полученного при дополнительном длительном отжиге, сильно отличается от них (рис. 9)

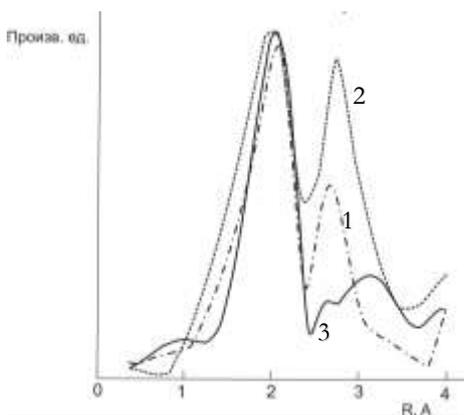


Рис. 9. Фурье-образы выделенных из экспериментальных спектров и фурье-образ расчетной осциллирующей части, согласно симметрии пространственной группы $Pnma$:
 1 – П500°C,
 2 – П500+700°C, 20 ч,
 3 – расчетной осциллирующей части - $Pnma$.

Изменение в соотношении интенсивностей двух первых максимумов указывает, что при отжиге в цементите наблюдается изменение числа атомов углерода в ближайшем окружении атомов железа. Следует предположить, что

орторомбическая решетка цементита не соответствует приписываемой ей пространственной группе $Pnma$ (пр.гр. № 62), а имеет более низкую симметрию.

Повышенное содержание углерода в ферритной составляющей тонкопластинчатого перлита. В работах В.М. Счастливецва с соавторами была высказана гипотеза о том, что в ферритной составляющей тонкопластинчатого перлита имеется повышенное содержание углерода, что является следствием неравновесных условий его образования. Согласно расчетам, содержание углерода составляет 0,06 мас.%, тогда как в равновесном состоянии его содержание в феррите должно быть не более 0,005 мас.% при 500°C. В данной работе методом внутреннего трения были получены экспериментальные доказательства наличия повышенного содержания углерода в α -твердом растворе.

Наиболее существенные результаты состоят в том, что на кривой температурной зависимости внутреннего трения для тонкопластинчатого перлита наблюдается пик в районе 300°C (рис. 10, кривая 2), аналогичный пику Снука-Кестера, который наблюдается в деформированных ОЦК-металлах, содержащих примеси внедрения. Пик уменьшается при увеличении времени изотермической выдержки при распаде (рис. 11) и при дополнительном отжиге.

На амплитудной зависимости внутреннего трения для тонкопластинчатого перлита имеется обширная область обратимой амплитудной зависимости и размытый максимум, что связано с наличием атмосфер атомов углерода вокруг дислокаций.

Полученные экспериментальные данные указывают на наличие повышенного содержания углерода в феррите тонкопластинчатого перлита. Это состояние термически неустойчиво и устраняется при кратковременном отжиге.

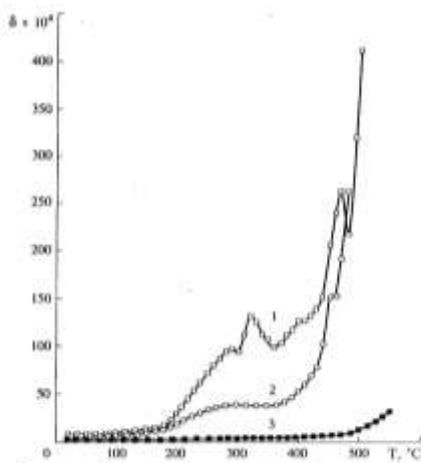


Рис. 10. ТЗВТ стали У8 после:
 1 – закалки от 1100°C 30 мин в масле и отпуска при 500°C, 5 мин; 2 – патентирования при 500°C, 3 мин; 3 - отжига (грубопластинчатый перлит).

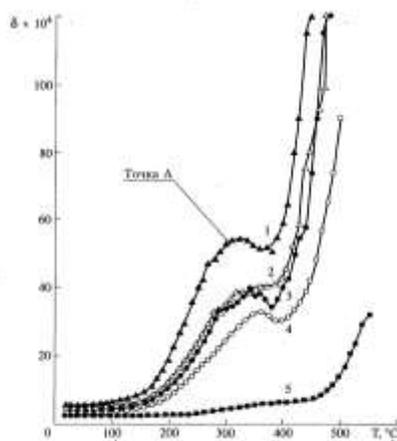


Рис. 11. ТЗВТ стали У8 после патентирования при 500°C с продолжительностью выдержки: 1 - 40 с; 2 - 60 с; 3 - 180 с; 4 - 240 с; 5 – после отжига (грубопластинчатый перлит).

Влияние повышенного содержания углерода в феррите и коагуляции цементита на износостойкость эвтектоидной стали У8 со структурой тонкопластинчатого перлита.

Предел текучести и временное сопротивление стали с перлитной структурой существенно повышаются при понижении температуры изотермического превращения аустенита от 700 до 500°C. Как правило, такое повышение прочности связывают только с увеличением дисперсности перлита, то есть с уменьшением межпластиночного расстояния. Отжиг тонкопластинчатого перлита при 650°C приводит к существенному падению износостойкости (рис. 12), причем наиболее значительное снижение износостойкости наблюдается в течение первых 10-15 мин.

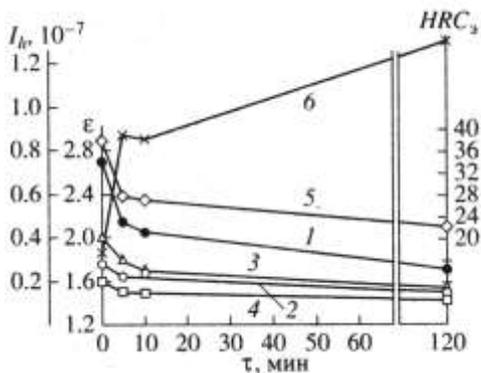


Рис. 12. Влияние длительности отжига при 650°C стали У8 (1, 2, 5, 6) и рельсовой стали (3, 4) со структурой тонкопластинчатого перлита на абразивную износостойкость при испытании по кремню (1, 3) и по корунду (2, 4), на твердость (5) и на интенсивность адгезионного изнашивания при трении по стали Х12М (6).

Электронно-микроскопическое исследование структуры показало, что это снижение износостойкости не связано с изменением величины и формы пластин цементита (изменением межпластиночного расстояния), а также с полигонизацией или рекристаллизацией ферритной составляющей перлита.

Высокие значения твердости и износостойкости тонкопластинчатого перлита эвтектоидной углеродистой стали обусловлены не только его дисперсным строением (межпластиночное расстояние ~ 100 нм), но и избыточным сверхравновесным содержанием углерода в ферритной составляющей перлита (согласно расчетам, $\sim 0,06$ мас.%). При отжиге происходит осаждение этих избыточных атомов углерода на цементитных пластинах, феррит очищается от атомов внедрения. Это и вызывает падение его твердости, прочности, износостойкости еще до начала изменения морфологии цементитных пластин (сфероидизации).

Свежеобразованный тонкопластинчатый перлит наряду с относительно высокой исходной прочностью обладает и большей способностью к упрочнению при фрикционном воздействии. Поверхностные слои стали в условиях трения упрочняются до 7,5 ГПа, а при абразивном воздействии до 5,8 ГПа. Эта способность к упрочнению, как и повышенная

исходная прочность, являются термически нестабильными и устраняются уже при кратковременном дополнительном отжиге.

Таким образом, большая износостойкость стали с анализируемой структурой определяется, наряду с ее высокой исходной твердостью, также и значительной способностью к деформационному упрочнению при фрикционном нагружении. Это обусловлено не только дисперсным строением цементита, но и влиянием избыточного (по сравнению с равновесным) содержанием углерода в ферритной составляющей перлита.

Таблица 2. Сравнительный анализ твердости, абразивной износостойкости (при испытании по корунду ϵ и по кремню ϵ') и интенсивности изнашивания I_h (при трении по стали X12M) стали У8 со структурами изотермического перлитного распада и высокотемпературного отпуска после закалки.

| № п/п | Термообработка | Характеристика стали | HRC | ϵ | ϵ' | $I_h, 10^{-7}$ |
|-------|---|-----------------------------------|------|------------|-------------|----------------|
| 1 | 1050°C→500°C, 1 мин | «Свежий» тонкопластинчатый перлит | 38 | 1.8 | 2.7 | 0.3 |
| 2 | Закалка 810°C+ отпуск 500°C, 2 ч | Сорбит отпуска | 37.5 | 1.5 | 1.9 | 1.2 |
| 3 | 1050°C→500°C, 1 мин +отжиг 650°C, 5 мин | Тонкопластинчатый перлит | 28 | 1.6 | 2.1 | 0.9 |
| 4 | 1050°C→500°C, 1 мин+отжиг 650°C, 2ч | Сфероидизированный перлит | 22 | 1.5 | 1.8 | 1.6 |
| 5 | 1050°C→ 650°C, 2ч | Грубопластинчатый перлит | 21 | 1.5 | 1.9 | 1.1 |
| 6 | Закалка 810°C+ отпуск 600°C, 2 ч | Сорбит отпуска | 26 | 1.4 | 1.7 | 1.7 |

Было установлено, что сталь У8 со структурой «свежего» тонкопластинчатого перлита обладает значительно более высокой износостойкостью при абразивном воздействии и сухом трении, чем сталь после закалки и отпуска при 500°С, в то время как твердость этих структур практически одинакова (табл. 2, обработки 1 и 2). Дополнительный кратковременный отжиг, снижающий содержание углерода в феррите перлита, приводит к резкому снижению износостойкости (см. табл. 2, обработка 3). То есть повышенное содержание углерода в феррите – фактор, в сильной степени влияющий на износостойкость. Сфероидизация цементита (обработка 4), переход к грубопластинчатой морфологии цементита (обработка 5), коагуляция карбидов отпуска (см. табл. 2, обработка 2), приводящие к значительному падению твердости, не оказывают столь существенного влияния на трибологические свойства стали У8. Показано, что при одинаковом уровне твердости сталь со структурой тонкопластинчатого перлита обладает более высокой износостойкостью, чем сталь после закалки и высокого отпуска (см. табл. 2, обработки 3 и 6).

Поведение перлита при деформации является объектом интенсивного изучения, причем поведение грубопластинчатого и тонкопластинчатого перлита существенно различается. Известно, что способность к деформации цементитных пластин определяется главным образом их толщиной: чем тоньше цементитные пластины, тем большую пластическую деформацию они выдерживают без образования трещин.

Как в ранних исследованиях, так и в работах последнего десятилетия показано, что в процессе пластической деформации перлитной структуры происходит распад цементита и увеличение концентрации углерода в ферритной составляющей.

Методом внутреннего трения нами исследовано поведение патентованной стали У8 (со структурой тонкопластинчатого перлита) при пластической деформации, в частности, влияние деформации на количество углерода в

ферритной составляющей тонкопластинчатого перлита, то есть на возможную диссоциацию цементита при деформации. В качестве способа деформации было выбрано кручение, поскольку оно не приводит к формоизменению образцов. Изучали влияние деформации кручением со степенями деформации ϵ от 0 до 0,47 на изменение формы амплитудной зависимости внутреннего трения. Измеряли логарифмический декремент затухания в зависимости от величины амплитуды деформации (или величины относительного сдвига) - АЗВТ. Сначала определяли АЗВТ недеформированных образцов, затем проводили пластическую деформацию кручением на угол 20 град и вновь определяли АЗВТ и так далее - до деформации кручением на угол 500 град.

Основываясь на заключениях работы Дж. Сварца и Дж. Виртмана, считали, что изменение вида амплитудной зависимости от монотонно возрастающей кривой к кривой с наличием размытого "максимума" связаны с ограничивающим влиянием примесей на движение дислокаций. Такой подход позволял оценить тормозящее влияние примесей на движение дислокаций. Экспериментальные кривые АЗВТ, как показал анализ с помощью программы EXCEL, наилучшим образом описываются экспонентой, поэтому в настоящей работе экспериментальные кривые АЗВТ были описаны экспоненциальными зависимостями типа:

$$y = K \times \exp(B \times g) \quad (1)$$

Параметр K характеризует уровень фона АЗВТ, а параметр B характеризует степень связи дислокаций со стопорами (примесями) в феррите.

Сравнивая реальную экспериментальную кривую АЗВТ (с "максимумом") с экспонентой, описывающей эту экспериментальную кривую, можно было оценить степень ограничивающего влияния примесей на движение дислокаций. Величина отклонения от экспоненты (показатель влияния атмосфер атомов углерода на движение дислокаций) с

увеличением степени деформации изменяется немонотонно, наблюдаются несколько подъемов при увеличении степени деформации. Показано, что диссоциация цементита происходит в несколько стадий и зависит от включения разных систем скольжения и интенсивности генерирования свежих дислокаций. Методом внутреннего трения сравнивали поведение при деформации тонкопластинчатого, грубопластинчатого перлита и отпущенного мартенсита. Установлено, что цементит в тонкопластинчатом перлите диссоциирует гораздо более интенсивно, чем цементит грубопластинчатого перлита или цементит в закаленной и отпущенной стали.

Данные, полученные методом внутреннего трения, позволяют заключить, что при деформировании патентированного образца кручением на угол более 40 град ($\epsilon > 0,035$) возможен вынос атомов углерода из цементита в феррит к дислокациям, расположенным на границе раздела фаз, что соответствует данным других авторов.

Электронно-микроскопические исследования показали, что при холодной деформации прокаткой на $\epsilon = 30-40\%$ ($\epsilon = 0,5$) в ферритных ламелях сформировалась субзеренная структура. Вблизи субзеренной границы происходит усиленный отток углерода из цементитной пластины, вплоть до полного ее растворения. Частичное растворение цементитной пластины в процессе пластической деформации сопровождается выделением мелкодисперсных карбидных частиц внутри ферритных ламелей. Дисперсные карбидные частицы распределены в феррите неравномерно, их плотность заметно выше в местах расположения ферритных субзерен и других дефектов, а также вблизи межфазной границы.

Процесс растворения областей цементитных пластин происходит более активно вблизи планарных дефектов по плоскостям $(101)_{\text{Ц}}$ и $(103)_{\text{Ц}}$. Растворение приводит к формированию характерной слоистости в структуре частично растворившейся цементитной пластины. Облегчение оттока

углерода по дефектным плоскостям приводит к образованию тонких ферритных прослоек в цементите вблизи дефектных плоскостей. Новые межфазные поверхности являются, в свою очередь, местами выделения мелкодисперсных карбидов.

При небольших степенях деформации ($\epsilon=0,5$), вблизи дефектных плоскостей цементита образуются тонкие ферритные прослойки, по которым и происходит движение скоплений дислокаций через несколько ферритных и цементитных ламелей.

Переход атомов углерода из цементита в твердый раствор при деформации способствует усилению закрепления дислокаций, имевшихся в исходной структуре и образовавшихся при фрикционном нагружении. Эффективная блокировка многочисленных дислокаций, как возникающих в указанных структурах при изнашивании, так и присутствовавших в феррите до контактного нагружения, способствует повышению уровня деформационного упрочнения и износостойкости сталей со структурой "свежего" тонкопластинчатого перлита.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Обнаружено, что при сверхбыстром лазерном нагреве сталей резко ограничены диффузионные процессы между фазами, имеющими различный химический состав. Вследствие этого в зоне лазерной закалки предварительно отожженных сталей возможно появление вблизи крупных карбидов структуры, характерной для чугуна.

Установлено, что при лазерной обработке сталей в исходном закаленном состоянии резко проявляется структурная наследственность. Показано, что перекристаллизация закаленной, закаленной и отпущенной, а также закаленной и деформированной стали при лазерном нагреве складывается из двух этапов: упорядоченной перестройки решеток, приводящей к восстановлению зерна, и последующей рекристаллизации аустенита, обусловленной внутренним (фазовым) наклепом, иногда сочетающимся с внешним наклепом. При сверхбыстром

лазерном нагреве рекристаллизация, обусловленная фазовым наклепом, может быть полностью подавлена.

Установлено, что предварительный отпуск и пластическая деформация закаленной стали способствует развитию рекристаллизации аустенита при последующем лазерном нагреве. С повышением температуры отпуска начало рекристаллизации аустенита постепенно снижается до интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. С повышением степени пластической деформации температура начала рекристаллизации аустенита снижается к интервалу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения; рекристаллизованное зерно резко измельчается.

2. Обнаружено, что при сверхбыстром лазерном нагреве зародыши аустенита имеют вид пластинчатых кристаллов, возникающих на границах реек α -фазы, а не на межфазных границах феррит/цементит. Они ориентационно связаны с соседними мартенситными кристаллами и имеют единую ориентацию в пределах первоначального зерна аустенита, что объясняет восстановление зерна аустенита при последующем росте зародышей.

3. В сталях с перлитной структурой при сверхскоростном лазерном нагреве зарождение аустенита может происходить мартенситоподобным сдвиговым бездиффузионным механизмом с соблюдением ориентационных соотношений, близких к О.С. Курдюмова - Закса, между исходным ферритом (ферритной составляющей перлита) и вновь образовавшимся аустенитом.

4. Установлено, что причиной повышенной твердости среднелегированных конструкционных сталей, подвергнутых лазерной закалке, является резкое ограничение процесса самоотпуска мартенсита при сверхбыстром охлаждении.

Предложен способ поверхностной лазерной закалки, обеспечивающий получение равномерной твердости поверхности, защищенный авторским свидетельством № 995518.

Предложена обработка, позволяющая при неизменных свойствах металла сердцевины изделия из мартенситно-

стареющей стали, обработанной по оптимальным режимам, получить более высокую твердость поверхностного слоя.

5. Показано, что при скоростях нагрева, свойственных лазерной сварке или электродуговой сварке, перекристаллизация металла околосшовной зоны происходит в два этапа: сначала упорядоченная перестройка $\alpha \rightarrow \gamma$, затем рекристаллизация в ходе последующего $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Двухдуговая сварка среднелегированных сталей повышает стойкость сварных соединений против образования холодных трещин за счет двукратной перекристаллизации зоны термического влияния.

Разработаны режимы термообработки сварных соединений легированных сталей, позволяющие исключить проявление структурной наследственности и интеркристаллитную хрупкость.

6. Показано, что повышение прочности и хладостойкости сталей, подвергнутых термомеханической обработке, связано с частичным наследованием дефектов от деформированного и нерекристаллизованного аустенита образующейся из него конечной мартенситно-бейнитной или феррито-бейнитной структурой.

7. Показано, что перлит, полученный при наименьшей возможной температуре перлитного распада и наименьшей выдержке, находится в неравновесном состоянии. Представлены экспериментальные доказательства, свидетельствующие, что в процессе длительного отжига в α -состоянии изменяется ближайшее окружение атомов железа в цементите, связанное с перестройкой углеродной подрешетки цементита.

8. Экспериментально показано, что феррит тонкопластинчатого перлита имеет повышенное содержание углерода в виде примесных атмосфер на дислокациях, что объясняет повышенную прочность стали в патентованном состоянии.

Показано, что повышенная износостойкость стали со структурой "свежего" тонкопластинчатого перлита связана не

только с его дисперсным строением, но и с избыточным содержанием углерода в ферритной составляющей перлита и более интенсивной диссоциацией дефектного цементита при пластической деформацией трением. Показано, что тонкопластинчатый перлит имеет более высокую износостойкость, чем мелкодисперсный глобулярный или грубопластинчатый перлит, а также опущенный мартенсит с такой же твердостью.

9. Установлено, что пластическая деформация патентированной стали в интервале истинных деформаций ϵ от 0,035 до 0,47 приводит к более интенсивной диссоциации цементита, чем цементита в отожженной стали. Показано, что при степенях деформации $\epsilon > 0,5$ в перлите происходит растворение цементитных пластин с преимущественным выносом углерода вблизи планарных дефектов в цементите и дислокационных субграниц в феррите и выделение внутри ферритных ламелей мелкодисперсных карбидных частиц.

Благодарю моих соавторов за помощь в работе.

Основные результаты работы изложены в следующих публикациях:

1. Садовский В.Д., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. **Лазерный нагрев и структура стали:** Атлас микроструктур. - Свердловск: УрО АН СССР, 1989. - 100 с.
2. Соколов, Б.К., Терегулов Н.Г., Счастливец В.М., Владимиров Л.Р., Губернаторов В.В., Зимин Н.В., Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Сбитнев А.К., Скуднов С.И., Соломатин В.В., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. **Актуальные вопросы лазерной обработки сталей и сплавов.** - Уфа: Изд-во научно-производственной фирмы «Технология», 1994. - 137 с.
3. Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. **Перлит в углеродистых сталях.** - Екатеринбург: УрО РАН, 2006. - 311 с.

4. Садовский В.Д., Табатчикова Т.И., Умова В.М., Осинцева А.Л. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали. I Влияние исходной структуры // ФММ. - 1982. - Т. 53.- № 1. - С. 88-94.
5. Садовский В.Д., Табатчикова Т.И., Умова В.М., Осинцева А.Л. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали. II. Влияние отпуска закаленной стали на процесс перекристаллизации при лазерном нагреве // ФММ. - 1984. - Т.58. - № 4. - С. 812-817.
6. Садовский В.Д., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. Образование аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве сталей со структурой пакетного мартенсита // ФММ. - 1987. - Т. 63. - № 3. - С. 555-562.
7. Садовский В.Д., Табатчикова Т.И., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали. III. Влияние пластической деформации закаленной стали на перекристаллизацию при лазерном нагреве // ФММ. - 1987. - Т.63. - № 6. - С. 1165-1173.
8. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Осинцева А.Л. Особенности упрочнения мартенситностареющих сталей после лазерной обработки// ФММ - 1993. - Т. 75. - № 3. - С. 138-146.
9. А.с. 995518 СССР, МПК С21D 1/06. Способ поверхностной закалки сталей/ В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, А.В. Салохин, М.М. Малыш (СССР). -2979620/22-02; Заявлено 25.07.80; Не подлежит опубликованию в открытой печати.
10. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Гончаров С.Н., Стеренбоген Ю.А. Исследования структуры зоны термического влияния соединений высокопрочной стали при одно- и двухдуговой механизированной сварке // Автоматическая сварка. - 1984. - № 10. - С. 2-4, 11.
11. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. Структурная наследственность и интеркристаллитная

- хрупкость в высокопрочной низкоуглеродистой легированной стали // ФММ. - 1995. - Т. 80. - № 6. - С. 96-107.
12. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю., Ватугин К.А., Голосиенко С.А., Круглова А.А., Хлусова Е.И. Влияние режимов термомеханической обработки на структуру и свойства судостроительной стали типа 09ХН2МДФ // - Вопросы материаловедения. – 2008. - № 1(53). - С. 20-32.
 13. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Умова В.М., Виноградова Н.И., Егорова Л.Ю., Семичева Т.Г., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Высоцкий В.М. Влияние режимов термомеханической обработки на структуру и свойства листового проката из низкоуглеродистых низколегированных сталей // Вопросы материаловедения. - 2005. - № 3(43). - С 13-23.
 14. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю., Ватугин К.А., Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Исследование структуры и свойств низколегированной хладостойкой стали 10ГНБ, произведенной по различным технологическим схемам производства // Вопросы материаловедения. – 2008. - № 1(53). - С. 7-20.
 15. Счастливцев В. М., Табатчикова Т. И., Яковлева И. Л., Умова В.М., Виноградова Н.И., Егорова Л.Ю., Семичева Т.Г., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Высоцкий В.М. Структура и механические свойства листового проката из низкоуглеродистых низколегированных сталей после термомеханической обработки// Деформация и разрушение материалов. - 2006. - № 10. - С. 5-12.
 16. Яковлева И. Л., Счастливцев В. М., Табатчикова Т. И. Экспериментальное наблюдение бездиффузионного образования аустенита в стали с перлитной структурой при лазерном нагреве// ФММ. - 1993. - Т. 76. - № 2. - С. 86-98.
 17. Яковлева И.Л., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Мирзаев Д.А., Осинцева А.Л. Мартенситоподобный бездиффузион-

- ный сдвиговый механизм образования аустенита при лазерном нагреве стали с перлитной структурой // ФММ. - 1995. - Т.79. – Вып. 5. - С. 152-159.
18. Яковлева И.Л., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Мирзаев Д.А. Структурные превращения в перлите при нагреве. IV. Сдвиговый механизм растворения цементита при быстром нагреве стали с перлитной структурой // ФММ. - 1995. - Т. 79.-Вып. 6.– С. 143-149.
 19. Schastlivtsev V.M., Yakovleva I.L., Tabatcikova T.I., Mirsaev D.A. The Observation the Martensite-Like Shear Diffusionless $\alpha \rightarrow \gamma$ Transformation in Carbon Steels with Pearlitic Structure //Journal de Physique IV. - Vol. 5. - decembre. - 1995. - P. 531-536.
 20. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Клейнерман Н.М., Сериков В.В., Мирзаев Д.А. Изучение особенностей кристаллической структуры цементита в перлите углеродистых сталей методом ЯГР спектроскопии // ФММ. - 1996. - Т 82. - № 6. - С. 102-115.
 21. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Клейнерман Н.М., Сериков В.В., Мирзаев Д.А. Исследование структуры цементита в углеродистой стали методом ЯГР спектроскопии // ДАН. - 1997. - Т.354. - № 4. - С. 472-474.
 22. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А., Клейнерман Н.М., Сериков В.В. Эволюция структуры цементита углеродистой стали. I. Дифракционные данные // ФММ. - 1997. - Т.84. - № 4. -С. 61-70.
 23. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Клейнерман Н.М., Сериков В.В., Мирзаев Д.А. Эволюция структуры цементита в углеродистой стали. 2. Данные ЯГР спектроскопии // ФММ - 1997. - Т.84. - № 5. - С. 150-156.
 24. Табатчикова Т.И., Михайлов С.Б., Счастливец В.М., Грачев С.В., Рыковская А.Ю. Исследование внутреннего трения стали У8 после дополнительного отжига // ФММ. - 1997. - Т. 84. - № 2. - С. 318-327.

25. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Макаров А.В., Егорова Л.Ю., Яковлева И.Л. Влияние твердорастворного упрочнения феррита и сфероидизации цементита на износостойкость эвтектоидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита // ФММ. - 1999. - Т. 88. - № 1. - С. 94-103.
26. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Макаров А.В., Егорова Л.Ю., Яковлева И.Л. Износостойкость углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита // МиТОМ. - 2001. - № 1. - С. 27-31.
27. Макаров А.В., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю. Износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита // ФММ. - 2004. - Т. 97. - № 5. - С. 94-105.
28. Михайлов С.Б., Табатчикова Т.И., Счастливец В.М., Грачев С.В., Попова И.С. Исследование поведения перлита при деформации патентованной стали У8 // ФММ. - 2001. - Т. 91. - № 6. - С. 86-94.
29. Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И. Электронно-микроскопическое изучение структуры грубопластинчатого перлита углеродистой стали после холодной пластической деформации // ФММ. - 2003. - Т. 96. - № 4. - С. 44-56.
30. Хлебникова Ю.В., Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И. Кристаллографический анализ дефектов в структуре пластинчатого перлита углеродистой стали после холодной пластической деформации // Известия РАН. Сер. Физическая. - 2004. - Т. 68. - № 5. - С. 664-667.
31. Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Табатчикова Т.И., Урцев В.Н. Дислокационная структура грубопластинчатого перлита углеродистой стали после холодной и высокотемпературной

- деформации. // Изв. ВУЗов. Физика. - 2004. - Т. 47. - № 8. - С. 18-27.
32. Маратканова А.Н., Рац Ю.В., Сурнин Д.В., Деев А.Н., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Табатчикова Т.И., Гусев С.А., Салащенко Н.Н. Влияние термической обработки на локальную атомную структуру цементита Fe_3C в стали // ФММ. - 2000. - Т. 89. - №. 6. - С. 76-81.
33. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Табатчикова Т.И. Кристаллографический анализ дефектов в цементите и эволюция структуры пластинчатого перлита углеродистой стали при отжиге // Докл. РАН. - 2002. - Т. 384. - вып.6. - С. 764-767.
34. Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И. Эволюция структуры пластинчатого перлита углеродистой стали при отжиге. I. Кристаллография сфероидизации цементита // ФММ. - 2001. - Т. 92. - № 6. - С.81-88.
35. Табатчикова Т.И. Перекристаллизация и возможность реализации бездиффузионного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при сверхбыстром лазерном нагреве сталей // ФММ. - 2008.- Т.105. - № 3. - С. 294 - 318.
36. Табатчикова Т.И. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали // Развитие идей академика В.Д. Садовского / Под ред. М.А. Филиппова, Ю.В. Калетиной. – Екатеринбург: ИФМ УрО РАН. - 2008. - С. 123-143.

Отпечатано на Ризографе ИФМ УрО РАН тир. 100
объем 2 печ.л. формат 60x84 1/16 зак.
620041 г. Екатеринбург ГСП-170 у. С. Ковалевской,18