

05.16.01

9694

Челябинский государственный
технический университет



На правах рукописи

Яковлева Ирина Леонидовна

**Особенности строения перлита в сталях и проблема
структурной наследственности в них**

Специальность 05.16.01 –
"Металловедение и термическая обработка металлов"

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Работа выполнена в лаборатории физического металловедения отдела
прочности и пластичности ордена Трудового Красного Знамени
Института физики металлов Уральского отделения
Российской академии наук

Официальные оппоненты:

- доктор технических наук, профессор
- доктор технических наук, профессор
- доктор технических наук, профессор

Б.К.Соколов;
С.В.Грачев;
А.Я.Заславский.

Ведущее предприятие — Московский институт стали и сплавов, г. Москва.

Защита диссертации состоится " ____ " 1995 г.,

в ____ часов, на заседании специализированного совета
Д 053. 13. 04 при Челябинском государственном техническом университете
Адрес: 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И.Ленина, 76.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке
Челябинского государственного технического университета.

Автореферат разослан " ____ " 1994 г.

Ученый секретарь
специализированного совета,
доктор физико-математических наук,
профессор

Д.А. Мирзаев

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Изучение структур, формирующихся в процессе той или иной термообработки, очень важно для понимания физической сущности механизма фазовых и структурных превращений в сталях и связанных с этим механических свойств. Одной из проблем металловедения является изучение процессов, относящихся к формированию перлитной структуры, поскольку на практике она возникает либо как окончательное состояние для сталей перлитного класса, либо как промежуточное после отжига или нормализации. В первом случае механические свойства стали непосредственно зависят от структуры перлита, что делает ее изучение актуальным не только в научном, но и в практическом аспекте. Во втором случае важно установить наличие структурных изменений в перлите при отжиге и закономерности образования аустенита при нагреве перлитной структуры, особенно, если в исходном состоянии сталь имела крупное зерно.

Предварительная обработка стали на структуру перлита часто используется с целью последующего измельчения зерна при повторной аустенитизации, так как считается, что перлитный распад устраняет структурную наследственность в стали. Но известны исключения. Еще в 1960 г. в работах В.Д. Садовского было установлено, что при нагреве марганцевых сталей с перлитной структурой, содержащих кристаллы избыточного цементита, наблюдалось восстановление исходного крупного зерна аустенита. Отжиг перлита в α -состоянии устранил наследственность структуры.

Как известно, в последнее время широкое распространение получил метод лазерной обработки для поверхностного упрочнения деталей. В условиях сверхбыстрого нагрева и резкого охлаждения эффекты структурной наследственности в сталях могут проявляться особенно ярко. Однако поведение перлитных структур при таком нагреве непредсказуемо и требует детального изучения. Структурные причины этих эффектов установлены не были. Они исследованы в данной работе.

Отжиг перлитных структур, приводящий к изменению формы выделений цементита от пластинчатой к глобулярной, влияет на обрабатываемость сталей. Для того, чтобы реально управлять формой выделения, необходимо выяснить причины изменения плоской формы цементитных пластин и деления их на части. В литературе весьма малое внимание было обращено на состояние ферритной

фазы при отжиге перлита, через которую проходит диффузия углерода и вакансий.

Целью работы явилось изучение структуры и кристаллогеометрического сопряжения фаз в до- и заэвтектоидных сталях, обработанных на структуру перлита, а также структурных изменений в перлите при отжиге с позиций их влияния на структурную наследственность аустенита при последующем нагреве. Исследование проводили методами электронной микроскопии и дифракционного анализа.

На защиту выносятся следующие основные положения, определяющие научное значение работы и новизну.

1. Результаты исследования ориентационной связи структурных составляющих перлита с первоначальным аустенитом и выяснение причин появления структурной наследственности при нагреве сталей с перлитной структурой.

2. Особенности структурных превращений в феррите и цементите перлита при отжиге в α -состоянии и установление причин полигонизации и рекристаллизации феррита, сфероидизации цементита на основе анализа движущих сил этого процесса.

3. Установление закономерностей образования низкотемпературного перлита и структурные доказательства многоступенчатости $\gamma\rightarrow\alpha$ превращения в сталях.

4. Результаты изучения образования аустенита при лазерном нагреве сталей с исходной перлитной структурой.

5. Устранение структурной наследственности при термообработке литых сталей.

Практическая ценность работы. Возможность проявления структурной наследственности при нагреве сталей, показанная в работе, наблюдается в промышленных условиях при термообработке литых сталей и является причиной снижения их вязкости и пластичности. Выяснение причин появления структурной наследственности позволило дать рекомендации по изменению режимов термообработки для предотвращения этого явления. Так корректировка режимов по термообработке литых углеродистых сталей была осуществлена на Уралвагонзаводе и дала экономический эффект более 2 млн. руб. (в ценах 1985 г.), а для малоуглеродистых высокопрочных сталей – в ЦНИИКМ "Промстей" в 0,5 млн. руб. (в ценах 1985 г.).

В 1993 г. на ЛО "Завод дорожных машин им. Колющенко" для рыхлителей и ножей бульдозеров были предложены новые экономнолегированные стали вместо стали 23ХЗН2ГФЛ, склонной к структурной наследственности. Предложенные стали после термообработки имели мелкозернистую структуру и давали требуемые значения механических свойств. Оптимизация состава стали за счет уменьшения содержания никеля, корректировка режимов термической обработки позволили получить экономический эффект в размере 53 млн рублей.

Научные результаты работы могут быть использованы для развития теории фазовых превращений в сталях, а основные положения диссертации представляют интерес как учебный материал в курсе лекций по металловедению и термообработке.

Апробация работы. Основные результаты работы были доложены и обсуждены на следующих конференциях: Всесоюзная конференция "Структурный механизм фазовых превращений в сплавах" (Москва, 1974); Уральские школы металлонедов-термистов (1975 ... 1989, 1992); X Всесоюзная конференция по электронной микроскопии (Ташкент, 1976); Республиканская научно-техническая конференция "Современная технология и перспективы развития упрочняющих методов обработки деталей машин и инструментов" (Ташкент, 1984, 1990); Региональная конференция "Современные методы исследования в металловедении" (Устинов, 1985); Научно-практическая конференция "Методы повышения конструктивной прочности металлических материалов" (Москва, 1988); 7 Международный конгресс по термообработке "МСТО-90" (Москва, 1990); Международная конференция по мартенситным превращениям в твердом теле (Киев, 1991); Международный конгресс "ICOMAT-92" (США, Калифорния, 1992); Международный симпозиум "Микроструктуры - 94" (Токио, Япония, 1994).

Основное содержание диссертации опубликовано в трех монографиях и 33 статьях, список которых приведен в конце реферата.

Объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения и приложения. Она содержит 307 страниц машинописного текста, 96 рисунков, 7 таблиц. Библиография включает 146 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Исследование структурных превращений в перлите

В первой главе подробно рассмотрен процесс формирования перлитной структуры при распаде аустенита в зависимости от температуры превращения и от места зарождения перлитных колоний. Показано, что зарождение перлита может происходить как на границах аустенитных зерен, так и в объеме зерна на различных несовершенствах структуры. Зарождение перлитных колоний по границам зерен приводит, как правило, к неориентированному превращению аустенита по отношению к первоначальному зерну, на месте которого они образовались.

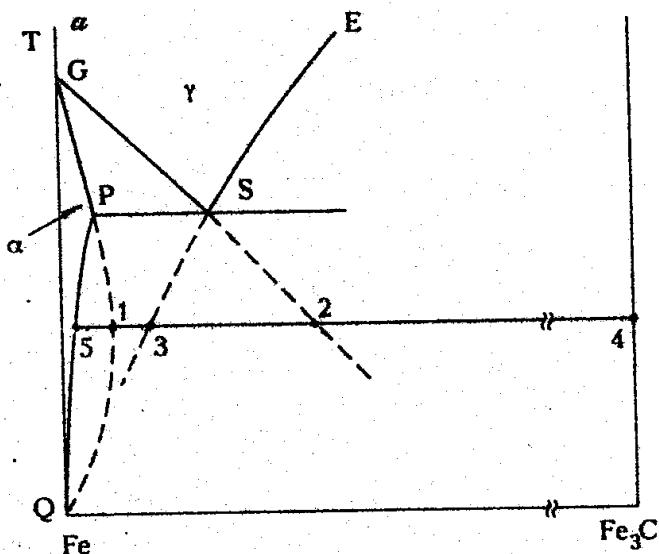
При зарождении перлитных колоний в объеме зерна существенное влияние на ориентацию продуктов превращения оказывают выделения избыточных фаз, вблизи которых зарождается перлит. Таковыми являются: для дозвтектоидных сталей - избыточный феррит, для заэвтектоидных - избыточный цементит. Известно, что при определенных условиях охлаждения выделяющиеся избыточные фазы могут иметь ориентационную связь с аустенитом. Обычно в таких случаях они образуются в виде характерных видмаништеттовых выделений. Нами было установлено, что перлит, зарождающийся на таких выделениях, может быть ориентационно связан с первоначальным аустенитом. Так, в заэвтектоидной стали 120Г4 видмаништетовые карбиды были ориентационно связаны с γ -фазой. При зарождении на них перлита ориентационно связанный с ними оказывалась ферритная составляющая. Цементит перлита не имел прямой ориентационной связи с избыточными карбидами. В то же время внутри перлитной колонии существовали ориентационные соотношения феррит/цементит. В результате такого механизма превращения внутри первоначального аустенитного зерна-монокристалла возникала сложная текстура α -фазы перлита. Это объясняется тем, что каждое ориентационное соотношение аустенит/видмаништеттовый цементит и видмаништеттовый цементит/феррит перлита может реализоваться в нескольких равноправных вариантах, различающихся только перестановками индексов или знаков для кристаллографических плоскостей и направлений, участвующих в превращении. Вследствие этого перлит может представлять собой в значительной мере упорядоченную структуру по отношению к первоначальному аустениту. Это заключение является существенным для объяснения явления структурной наследственности при образовании γ -фазы в процессе нагрева стали

с перлитной структурой, а также последующей рекристаллизации фазонаклепанного аустенита. Такое представление о перлите является существенно новым, так как в литературе нерлитное превращение обычно рассматривается как полностью неупорядоченное по отношению к исходному аустениту.

Экспериментальное определение ориентационных соотношений между структурными составляющими перлита показало, что при его зарождении как на границах, так и внутри аустенитного зерна реализуются известные в литературе ориентационные соотношения Багаряцкого и Питча. Проведенный впервые анализ вероятности появления того или иного ориентационного соотношения показал, что она зависит от температуры превращения. При понижении температуры превращения вероятность проявления в перлите ориентационных соотношений Багаряцкого увеличивается.

Продуктами перлитного эвтектоидного $\gamma \rightarrow (\alpha + \kappa)$ превращения являются стабильные фазы феррит и цементит. Поэтому при последующем отжиге ниже температуры A_1 фазовых превращений в перлите не происходило. Известно, что в процессе отжига наблюдается сфероидизация пластинчатых карбидов, но этот процесс обычно является очень длительным и для его завершения требуются десятки и сотни часов. Проведенные нами исследования показали, что скорость этого процесса существенно зависит от дисперсности исходной перлитной структуры, другими словами, от температуры эвтектоидного превращения. При отжиге в α -состоянии тонкопластинчатого перлита наряду с сильным разупрочнением наблюдаются существенные изменения структуры перлита. Нами установлено, что они происходят не только в карбидной фазе, но и в ферритной составляющей перлита. Многие исследователи детально обсуждали структурные факторы, определяющие прочность перлитных структур: межпластинчатое расстояние, размер γ -зерна, размеры фрагментов α -фазы и т.п. Однако в данном исследовании впервые обнаружен иной, существенный резерв упрочнения - повышенное содержание углерода в α -фазе, действие которого зависит от длительности выдержки в α -состоянии после образования перлита. При росте перлитной пластины из аустенита на межфазной γ/α границе должно проявляться локальное равнение атомов углерода и железа, а это означает, что α -фаза должна иметь содержание углерода, соответствующее линии GP равновесной диаграммы Fe-C, точнее продолжению этой линии. Согласно нашим расчетам, только что образовавшийся из аустенита при 500°C феррит перлита должен содержать около 0,06 % углерода, то есть в сто раз больше, чем феррит,

находящийся в равновесии с цементитом (сравните положение точек 1 и 5 на рис.1).



Концентрация углерода

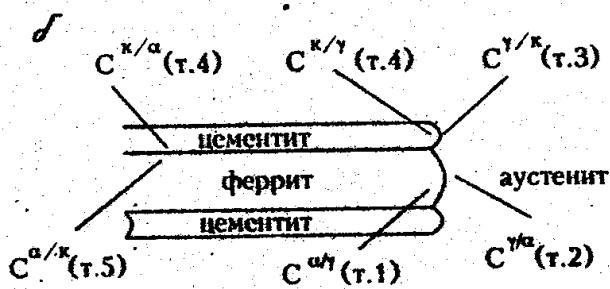


Рис. 1. Положение фигуративных точек на диаграмме состояний Fe-C (а) и равновесные концентрации на фронте роста перлита (б) при температуре T_1 ($T_1 = 500^\circ\text{C}$).

Следующая стадия преиращения наступает в момент, когда межфазная граница γ/α удаляется от рассматриваемого участка феррита и он начинает приходить в равновесие с окружающим цементитом. На этой стадии происходит снижение концентрации углерода в феррите до значений, соответствующих линии

PQ. Следовательно, избыточное содержание углерода в α -фазе и связанное с этим упрочнение можно сохранить, если уменьшать до предельного длительность перлитного распада. При этом температура аустенит/перлитного превращения также имеет существенное значение, ибо максимальное содержание углерода в α -фазе по нашим расчетам соответствует температуре 500°C. При этой температуре в углеродистых сталях образуется тонкопластинчатый перлит.

Таким образом, наиболее сильное разупрочнение тонкопластинчатого перлита при отжиге связано с устранением твердорасторвного упрочнения ферритной составляющей перлита атомами углерода, содержание которого в феррите в результате превращения при 500..550°C значительно выше равновесного. Предлагаемая трактовка основана на анализе равновесной диаграммы Fe—C и экспериментально подтверждена изменением намагниченности стали при отжиге. Последующие стадии разупрочнения перлита при отжиге связаны в основном с процессами деления цементитных пластин на части, коагуляции, коалесценции, сфероидизации частиц цементита, а также полигонизации и рекристаллизации феррита. Причем эти процессы могут протекать одновременно. Проведенный нами анализ свидетельствует о том, что растворение участка цементита в варианте, когда его решетка превращается в решетку α -фазы и удаляется избыточный углерод (при отсутствии диффузии вакансий), сопровождается относительным уменьшением объема на величину Δ :

$$\Delta = 3 \frac{\omega_a A_{Fe}}{\omega_k A_k} - 1, \quad (1)$$

где ω_a и ω_k — удельный объем феррита и цементита, а A_{Fe} и A_k — молекулярные массы железа и цементита. После подстановления численных значений $\omega_a = 0,12708 \text{ см}^3/\text{г}$; $\omega_k = 0,13023 \text{ см}^3/\text{г}$; $A_{Fe} = 55,85$; $A_k = 179,55$ найдем $\Delta = -0,09$; а радиальная деформация $\varepsilon = \frac{\Delta}{3} = -0,03 = -3\%$.

Таким образом, объемный эффект при растворении цементита оказывается почти в десять раз выше по абсолютному значению, чем при мартенситном превращении. Соответственно более высоким должен быть и фазовый наклеп. Присоединение вновь образовавшегося участка α -фазы к решетке феррита, окружающего растворяющийся кристалл Fe₃C, согласно нашему анализу, должно приводить к появлению на бывшей границе α /к сетки призматических дислокаций с шагом b/ε , необходимых для обеспечения кристаллогеометрии сопряжения решеток; и к возникновению однородного растягивающего

гидростатического напряжения σ во вновь образовавшемся участке феррита, равного, согласно Набарро и Эшелби,

$$\sigma = \frac{2}{3} \cdot \frac{1+\nu}{1-2\nu} \cdot \mu \cdot \Delta \quad (2)$$

Упругая энергия e , сосредоточенная как в матрице, так и в феррите, составляет (в расчете на единицу объема)

$$e = \frac{2}{9} \cdot \frac{1+\nu}{1-\nu} \cdot \mu \Delta^2. \quad (3)$$

где μ – модуль сдвига, а ν – коэффициент Пуассона. Действие гидростатического напряжения неизбежно приводит к возникновению повышенной концентрации вакансий в участках феррита, возникших на месте цементита, и диффузии этих вакансий к участкам феррита, окружающим места отложений цементита, где действуют сжимающие гидростатические напряжения.

В случае растворения цементита при отжиге крупнопластинчатого перлита диффузия углерода из мест растворения, вероятно, совмещена с диффузией вакансий, то есть с притоком в эти места атомов железа и полным или почти полным устранением изменения объема, гидростатических напряжений и дислокаций несоответствия. Однако, когда проводится отжиг тонкопластинчатого перлита, уменьшение поверхностной свободной энергии при коалесценции цементита столь значительно, что оно может перекрывать расход на образование напряжений и дислокаций несоответствия.

$$\Delta g = -\frac{2(\gamma - \gamma_d)}{h} + \frac{4}{9} \cdot \frac{1+\nu}{1-\nu} \cdot \mu \Delta^2 \quad (4)$$

В формуле (4) γ – поверхностная энергия границы раздела феррит/цементит, γ_d – поверхностная энергия дислокационной границы, возникшей на этом месте после растворения цементита, а h – толщина цементитной пластины, растворяющейся край которой имеет радиус кривизны

$h/2$. Величина $-\frac{2(\gamma - \gamma_d)}{h}$ имеет смысл уменьшения свободной энергии системы при растворении в расчете на единицу объема. Второе слагаемое характеризует упругую энергию, возникшую при растворении и новом выделении цементита. При $\Delta g = 0$ выражение (4) преобразуется в формулу (5):

$$h_k = \frac{9(1-\nu)}{2(1+\nu)} \cdot \frac{(\gamma - \gamma_A)}{\mu \Delta^2} \quad (5)$$

Проведенная оценка дает значение критической толщины цементитной пластины $h_k \approx 8\ldots10$ нм. Если толщина $h_{\text{пл}}$ пластины цементита меньше h_k , то, по нашему мнению, возможен механизм быстрого растворения (коагуляции, сфероидизация), лимитирующийся только переносом углерода, а поэтому создающий фазовый наклеп в форме полей напряжений и дислокационных сеток. Последние действительно наблюдались при электронномикроскопическом исследовании фольг отожженного тонкопластинчатого перлита. В принципе, фазовый наклеп может быть устранен в результате последующей диффузии вакансий. Однако, как показали эксперименты, он может стимулировать рекристаллизацию и устраиваться также при миграции границ рекристаллизованных зерен. Появление в перлите границ рекристаллизованных зерен создает совершенно иную ситуацию, так как растворение цементита происходит на границах рекристаллизованных зерен и в принципе не может создавать фазовый наклеп. Коалесценция и сфероидизация в этом случае резко ускоряются благодаря быстрой диффузии углерода по границам рекристаллизованных зерен.

В работе приведен анализ устойчивости плоской формы цементитной пластины в процессе растворения. Вероятными местами растворения являются края цементитных пластин, тогда как плоские грани должны быть устойчивы. Появление вогнутых участков на плоской поверхности феррит/цементит, имеющих радиус кривизны $r < 0$, должно приводить, согласно уравнению Гиббса-Томсона, к понижению равновесной концентрации углерода в приграничных участках феррита, и потому к диффузионному притоку углерода к этим местам, отложению цементита в ямках растворения, то есть к диффузионному "затечиванию" этих ямок или канавок на плоских гранях цементитной пластины. Однако электронномикроскопические наблюдения автора за структурными изменениями цементитных пластин при отжиге перлита в α -состоянии показали, что в ходе отжига проходят явления, не объяснимые с позиций устойчивости плоских граней: дробление цементитных пластин и прохождение рекристаллизованных зерен феррита поперек цементитных пластин. Дробление цементитных пластин объяснено в работе (по А.А. Баранову) существованием субградиентов в цементите; в местах выхода которых на поверхность раздела феррит/цементит нарушается равновесие поверхностных напряжений, что приводит к перерезанию пластины. Прохождение границ рекристаллизации

через боковые грани пластин связано с повышенной дефектностью цементита, образовавшемся при низкотемпературном распаде аустенита - это дислокации, дефекты упаковки, субграницы и другие структурные дефекты, повышающие свободную энергию цементита. Движение границы рекристаллизации феррита при отжиге в α - состоянии приводит к растворению цементита и его новому выделению, что сопровождается уменьшением свободной энергии структурных дефектов. Это понижение энергии может компенсировать рост поверхностной энергии вогнутых участков растворения. Именно по этой причине границы рекристаллизации могут "проедать дыры" в цементитных пластинах, хотя и в этом случае субграницы и поры цементита также могут оказывать существенное влияние.

Все рассмотренные элементарные процессы переплетаются между собой и создают весьма специфическую картину структурных изменений при отжиге тонкопластинчатого перлита, не менее сложную чем при распаде аустенита.

Низкотемпературный перлит и многостадийное превращение аустенита в сталях

Кинетику изотермического превращения аустенита обычно описывают диаграммами, построенными в координатах "время превращения – температура – степень распада". Они позволяют оценить скорость, полноту превращения, степень устойчивости аустенита и до некоторой степени прогнозировать вид структуры, получающейся при различных скоростях охлаждения. Углеродистые стали характеризуются наиболее простой диаграммой, имеющей один максимум скорости распада, так как температурные интервалы образования перлита и структур промежуточного типа – бейнита перекрываются. На основе многочисленных работ общепризнанной была последовательность формирования структур для углеродистых сталей по мере снижения температуры распада: избыточный феррит или цементит + перлит, верхний бейнит, нижний бейнит, мартенсит. Нами было детально проанализировано изменение структурных форм изотермического превращения перекристалленного аустенита в зависимости от температуры превращения в углеродистых сталях У8, У12, У15. Экспериментально установлено, что перлитное превращение аустенита в сталях У12 и У15 осуществляется не только в высокотемпературной области 700...490°C, но и при температурах 350...300°C, то есть ниже температуры области образования верхнего бейнита (450...400°C) в этих сталях. Выше и ниже

отмеченного температурного интервала в сталях У12 и У15 происходит бейнитное превращение. Сложное изменение структуры по мере понижения температуры превращения наблюдали ранее в работах [1л, 2л], но связывали с особенностями бейнитного превращения. Использование метода просвечивающей электронной микроскопии для изучения микроструктуры позволило показать, что единая С – образная кривая начала превращения аустенита в сталях У12 и У15 может быть представлена как суперпозиция трех отдельных (независимых) С – образных кривых. Это подтверждено также данными, полученными методами термического анализа и магнитометрии (рис.2). Одна из кривых описывает перлитное превращение, а две другие относятся к верхнему и нижнему бейнитному превращениям.

Очень важным наблюдением является тот факт, что температурные интервалы реализации верхнего и нижнего бейнита оказались разделены областью перлитного превращения, то есть распад аустенита при 350...300°C приводит к образованию пластинчатой структуры, состоящей из феррита и цементита, и по межпластинчному расстоянию эта структура соответствует перлитной. Иначе говоря, если продолжить линии начала и конца образования перлита на диаграмме изотермического распада γ-фазы этих сталей, то между 300 и 350°C они еще раз пересекут соответствующие линии образования бейнита двух видов, и поэтому образование низкотемпературного перлита завершится здесь раньше, чем могло бы начаться образование бейнита. Первоначальное объяснение наличия низкотемпературного перлита было основано на схеме Ханемана, по которой при низких температурах существует неравновесный эвтектоидный распад аустенита на феррит и ε-карбид. Однако анализ электронограмм от карбидных пластин низкотемпературного перлита дал однозначный результат - орторомбический цементит.

Вся совокупность экспериментальных результатов (морфологические особенности пластинчатой феррито-карбидной смеси, величина межпластинчного расстояния, кристаллографический тип карбида), полученных при исследовании углеродистых заэвтектоидных сталей, позволяет заключить, что перлитное превращение в них также происходит при 350...300°C. Выше и ниже этого температурного интервала в стали образуется бейнитная структура. Из приведенных результатов следует также, что низкотемпературная перлитная область является продолжением высокотемпературной: она обособилась вследствие наложения на единую, общую для высоко- и низкотемпературного перлита кинетическую С – диаграмму двух независимых С – образных кинетических

кривых образования нижнего и верхнего бейнита. Причем обе бейнитные структуры не различаются по типу карбидной фазы – содержат цементит.

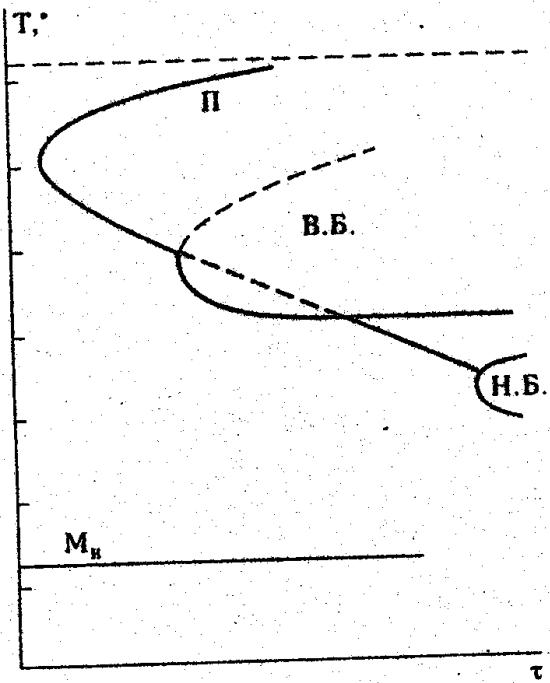


Рис. 2. Схема диаграммы изотермического превращения аустенита в заэвтектоидной стали.

Значительное внимание в диссертации уделено выяснению природы и структурных отличий верхнего и нижнего бейнита, обособленное образование которых наглядно проявилось для заэвтектоидных сталей, но в принципе характерно и для конструкционных, например, хромистых сталей. В.Д. Садовский еще в 1945 г. отметил, что по мере снижения концентрации углерода в сталях бейнитное превращение должно переходить в мартенситное для безуглеродистой основы сталей. Однако результаты эксперимента* показали, что при повышенных скоростях охлаждения у безуглеродистой основы реализуются три температурные ступени (I, II, и III) мартенситного превращения, темпера-

* Эксперименты проведены в ЧГТУ С.Е. Карзуновым, Д.А. Мирзаевым.

тура которых не зависит от скорости охлаждения, а по достижении критических скоростей скачкообразно снижаются.

Автором работы проведено электронномикроскопическое исследование структуры а-мартенсита для большой группы хромистых сталей, содержащих 4 и 6% Cr, от 0,004 до 0,4% C и закаленных со скоростями охлаждения от 0,1 до $3 \cdot 10^5$ K/c. На основе электронномикроскопического анализа микроструктуры показана близость структурных форм верхнего бейнита в сталях и продуктов II ступени превращения в безуглеродистых сплавах. Структура нижнего бейнита близка к структурам, формирующимся на ступени III. Это обстоятельство, а также тот факт, что температурная граница образования верхнего бейнита при уменьшении концентрации углерода экстраполируется к температуре начала II ступени, дали основание предложить схему образования верхнего и нижнего бейнита (рис. 3).

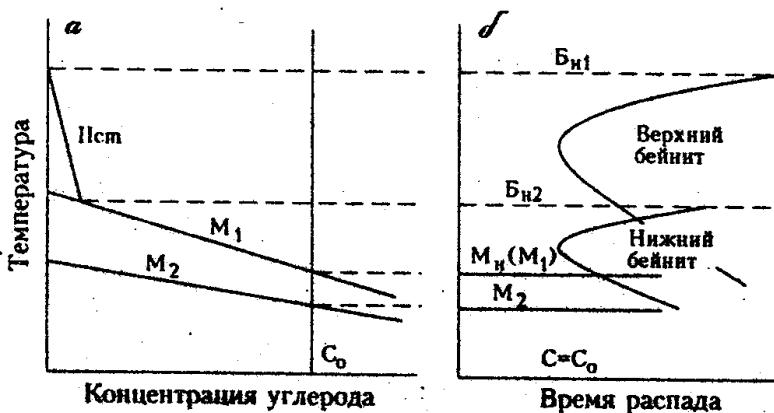


Рис. 3. Схема реализации промежуточного превращения в стали.

- а) зависимость температур $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения от концентрации углерода в сталях, содержащих 4% Cr; б) диаграмма изотермического распада аустенита с концентрацией углерода, равной C_0 (M_1 , M_2 – температура начала мартенситного превращения; B_{H1} , B_{H2} – температура начала бейнитного превращения).

Предлагаемая схема позволяет объяснить различие между структурами верхнего и нижнего бейнита. Согласно схеме (рис. 3б) верхний бейнит зарождается в виде низкоуглеродистого феррита, наследующего малое

содержание углерода в продуктах превращения по II ступени. В обогащенной углеродом γ -фазе может проходить эвтектоидное $\gamma \rightarrow \alpha + \kappa$ превращение с образованием непластичных продуктов распада. Кристаллы нижнего бейнита наследуют довольно высокую концентрацию углерода мартенсита M_1 . Поэтому в ходе самоотпуска, сопутствующего превращению, выделяются карбиды внутри α -кристаллов, закономерно ориентированные по отношению к ним.

Проведенные электронномикроскопические исследования структуры мартенсита M_1 и M_2 для широкой группы сталей, показали, что структура мартенсита M_2 содержит заметно большее количество пластичного мартенсита и не имеет, в отличие от M_1 , прослойки остаточного аустенита, что связано с различной степенью участия диффузии углерода при росте кристаллов мартенсита. Фактически превращение по III ступени – не мартенситная, а быстрая бейнитная реакция.

Значительный объем экспериментов был связан с изучением $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения низкоуглеродистых промышленных сталей 10Н5МФ, 12ХН4МФ, 18Х2Н4ВА с учетом ступенчатой кинетики $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Обобщенная диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита для стали 12ХН4МФ дана на рис. 4.

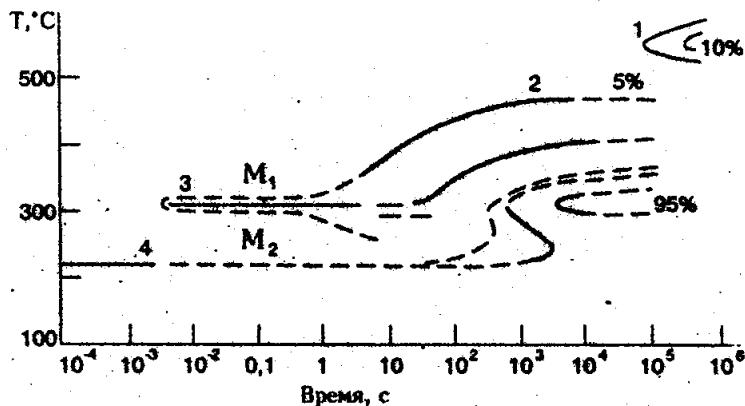


Рис. 4. Диаграмма превращения переохлажденного аустенита для стали 12ХН4МФ.
1 – диффузионное перлитное превращение;

- 2, 3 – области сдвигового превращения;
- 4 – область бездиффузионного мартенситного превращения.

Она иллюстрирует, как на основе мартенситной ступени (прямая 3) формируется бейнитное превращение при выдержках аустенита выше и даже ниже M_1 .

Структурная наследственность в стали при сверхбыстром нагреве

В данной главе рассматриваются особенности образования аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве сталей со структурой пакетного мартенсита и перлита.

В работе [3л] металлографически показано, что при лазерном нагреве закаленной стали особенно четко выявляется двухступенчатая схема перекристаллизации: вначале происходит фазовое превращение, при котором воспроизводится первоначальное зерно аустенита, и лишь затем при более высоких температурах формируется зерно в процессе рекристаллизации аустенита. Однако металлографическое исследование структуры стали после лазерного нагрева не позволило изучить механизм образования аустенита при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении из-за дисперсности зародышей аустенита. Начальные стадии образования аустенита изучали электронномикроскопически на широко распространенных конструкционных сталях 18ХНВА, 20ХГСНМ, 36ХН3МФ. Нагрев до субкритических температур, как показало изучение структуры зоны отпуска, вызывает распад мартенсита - выделяются дисперсные карбиды, но в α -фазе не происходит процессов полигонизации и рекристаллизации, сохраняется исходная реечная структура. Зародыши аустенита при лазерном нагреве стали со структурой реечного мартенсита образуются на границе мартенситных реек и имеют одну ориентацию в пределах первоначального зерна аустенита. При повышении температуры нагрева происходит их рост и образуется единое зерно аустенита. В этом случае металлографически наблюдается "восстановление" зерна, то есть проявляется структурная наследственность.

В процессе сверхбыстрого нагрева остаточный аустенит, который присутствовал в исходной структуре закаленных сталей, не успевает полностью распасться. Вновь образующийся аустенит возникает там, где локализуется остаточный, однако последний имеет вид тонких прослоек, а новые зародыши аустенита – вид более широких кристаллов линзовидной формы.

В отпущенной стали образование аустенита при лазерном нагреве происходит также по "механизму восстановления" путем зарождения закономерно ориентированных кристаллов γ -фазы по границам реек. Отсутствие в структуре

отпущеной стали остаточного аустенита не препятствует проявлению структурной наследственности.

При лазерном нагреве закаленной и высокоотпущеной стали структурная наследственность отсутствует. Однако зародыши аустенита, как и в закаленной стали, имели пластинчатую форму и возникали по границам реек α -фазы, то есть начало превращения происходит упорядоченно. С повышением температуры нагрева появляются глобулярные зерна аустенита, происходит рост этих зерен и при охлаждении наблюдается мелкозернистая структура. Изменение формы зародышей с пластинчатой на глобулярную связано с рекристаллизацией аустенита в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Склонность к рекристаллизации аустенита, образующегося при нагреве высокоотпущеной стали, не связана с нарушением реичного строения α -фазы, а объясняется смещением температуры рекристаллизации в интервал фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Следовательно, при сверхбыстром лазерном нагреве стали с исходной мартенситной структурой образование аустенита осуществляется путем ориентированного зарождения таким же механизмом, как и при нагреве со скоростями 100-1000 К/с. Этот последний механизм образования аустенита хорошо описан в литературе.

Проведенные исследования внесли также ясность в вопрос о влиянии остаточного аустенита на способность стали к восстановлению зерна. Этот вопрос длительное время дискутировался в литературе, относящейся к изучению превращения при быстром нагреве. Наши работы показали, что при лазерном нагреве отпущеной стали происходит восстановление зерна, несмотря на отсутствие в структуре остаточного аустенита. Можно заключить, что остаточный аустенит может способствовать восстановлению зерна при быстром нагреве, но не является единственной его причиной. Восстановление первоначальной ориентации γ -фазы связано с возникновением на границах реек α -фазы множества линзовидных зародышей аустенита, имеющих одну ориентировку в пределах исходного аустенитного зерна.

Неожиданными оказались результаты изучения механизма образования аустенита при лазерном нагреве в сталях с исходной перлитной структурой. Материалом для исследования служили промышленная доэвтектоидная сталь 45 с исходной феррито-перлитной структурой и эвтектоидная сталь У8 с полностью перлитной структурой. При удачном расположении фольги можно проследить все стадии образования аустенита.

Изменения структуры стали при лазерном нагреве начинаются еще до достижения температуры A_1 , соответствующей началу образования аустенита при

нагреве. Структурные изменения происходят как в ферритной, так и в карбидной фазах. В ферритных пластинах перлита появляется большое число дислокаций, которые ранее в структуре отсутствовали. Наблюдаемые структурные изменения внутри карбидной фазы можно рассматривать как дефекты кристаллической решетки цементита. При электронно-микроскопическом наблюдении начальных стадий фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения удалось обнаружить сдвиговое бездиффузионное зарождение аустенита в ферритной составляющей перлита. Если направление сдвига при образовании аустенита направлено вдоль пластин феррита, то рост аустенитного зародыша в этом случае может происходить внутри отдельной ферритной пластины, не затрагивая соседних цементитных, причем после охлаждения аустенит превращается как в феррит, так и в мартенсит. Важно отметить, что превращение происходит в чрезвычайно локализованном объеме, в одной ферритной пластине, что является признаком сдвигового механизма превращения. Кроме того в перлитной колонии пластина α -фазы превратилась в аустенит, а ограничивающие ее пластины цементита остались нерастворенными. Это означает, что состав аустенита и феррита одинаков, превращение идет по бездиффузионному механизму и не требует перераспределения углерода. Кристаллографический анализ показал, что это превращение происходит ориентированным способом, так как между ферритом перлита и образовавшимся аустенитом существует ориентационная связь и наблюдаются ориентационные соотношения, близкие к о.с. Курдюмова-Закса. По характеру деформации цементитных пластин было установлено, что $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение происходит сдвиговым механизмом. В том случае, когда плоскость сдвига при образовании аустенита направлена под большим углом к пластинам цементита, наблюдается их деформация. Если ограничиться только случаем выполнения о.с. Багаряцкого, когда габитусная плоскость цементитной пластины параллельна $(211)_{\text{ф}} \parallel (101)_{\text{u}}$, то возможны четыре варианта пересечения габитусной плоскости пластины плоскостями типа $\{110\}_{\text{ф}}$, в которых происходит сдвиг. При этом плоскость габитуса и плоскость сдвига могут образовывать следующие углы: 90,0; 73,22; 54,74 и 30,0 градусов. Возможная геометрия образования зародышей аустенита при различных углах пересечения плоскостей показана на рис. 5.

Двухследовой анализ положения плоскости сдвига показал, что она совпадает с плоскостью типа $\{110\}_{\text{ф}}$. Следовательно, по кристаллографии это превращение является обратным мартенситным. Экспериментальные данные показали, что при сверхбыстром лазерном нагреве сталей с перлитной структурой

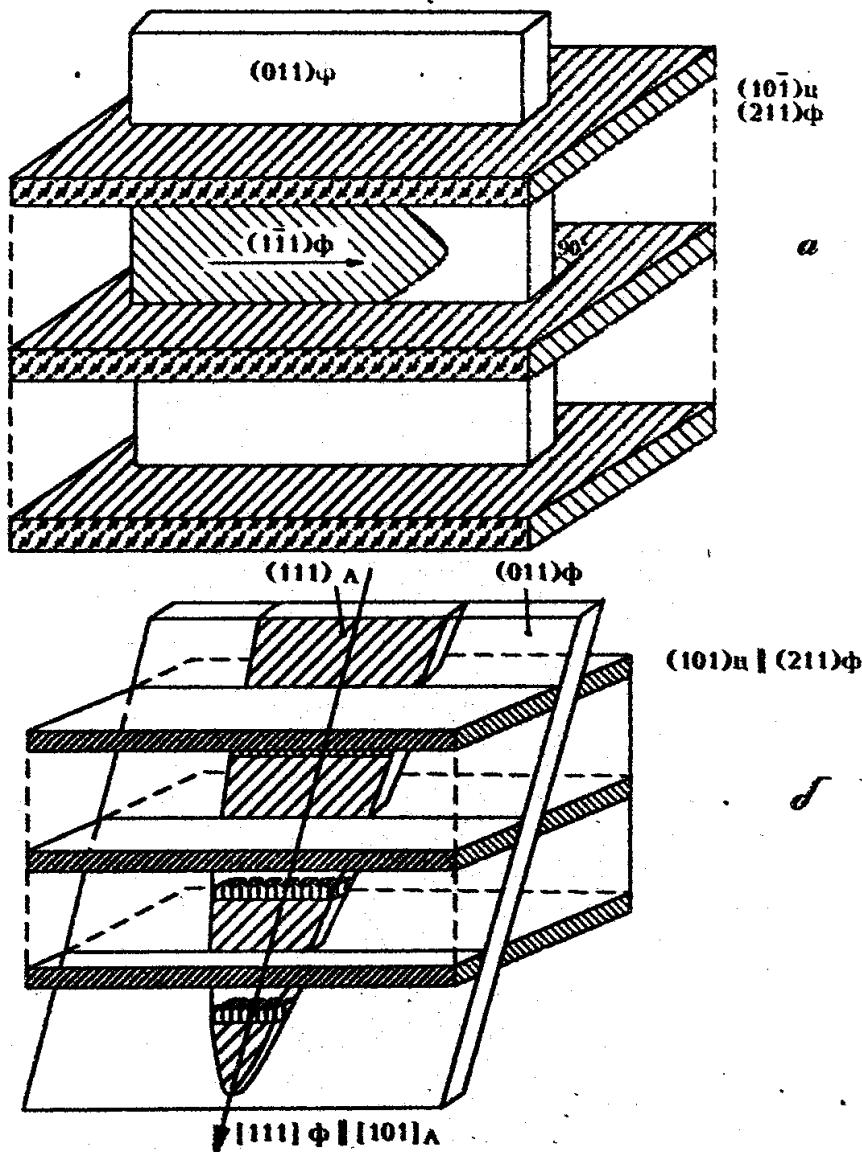


Рис. 5: Схема взаимных ориентировок кристаллографических плоскостей и направлений сдвига для $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в перлите:
плоскость феррита, в которой зарождается кристалл аустенита,
ориентирована по отношению к цементиту: а) под углом 90° ;
б) под углом $73,2^\circ$.

может реализоваться сдвиговое мартенситоподобное превращение. В этом случае $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в стали развивается в ферритной матрице независимо от присутствия или отсутствия карбидов. Это не означает, что в карбидной фазе не происходит каких-либо изменений. Наоборот, при быстром нагреве могут происходить структурные изменения в цементите, которые могут ускоряться при взаимодействии цементита с уже образовавшимся аустенитом.

Таким образом, впервые экспериментально показано, что при лазерном нагреве сталей с перлитной структурой может реализоваться бездиффузионное сдвиговое мартенситоподобное превращение феррита перлита в аустенит, возможность которого для углеродистых сталей предполагали В.Д. Садовский и В.Н. Гриднев, но экспериментально ранее не наблюдали.

Можно отметить, что при нагреве высоколегированных сталей с исходной мартенситной структурой такой мартенситоподобный характер обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения наблюдали ранее (В.В. Сагарадзе, В.И. Зельдович). Образующаяся при этом своеобразная структура получила название γ -мартенсит. Можно заключить, что применение сверхбыстрого нагрева сталей с перлитной структурой может не только количественно, но и качественно изменить механизм образования аустенита из диффузионного неупорядоченного к бездиффузионному упорядоченному. Известно, что упорядоченное образование аустенита происходит и при диффузионном механизме при относительно медленном нагреве, что приводит к проявлению структурной наследственности.

Особые случаи структурной наследственности

Данная глава посвящена изучению возможности кристаллографически упорядоченного образования аустенита при нагреве стали с перлитной структурой.

Как правило, при нагреве пластинчатых перлitoобразных структур структурная наследственность не наблюдается. В литературе описаны три случая проявления структурной наследственности при медленном нагреве стали с исходной перлитной структурой, которые различаются природой избыточной фазы [4л]. Избыточные фазы присутствовали в структуре в виде видманштеттowego феррита или цементита. В качестве избыточной фазы мог выступать остаточный аустенит. В этом случае восстановление зерна легко объясняется зародышевым действием остаточного аустенита.

В работе рассмотрен механизм образования аустенита при нагреве заэвтектоидных сталей 120Г4, 110Г6, 110Г8 с перлитной структурой и показано, что образование ориентированных зародышей аустенита возможно вблизи видманштеттовых карбидов, тогда как внутри перлитных колоний образуются мелкие зерна аустенита произвольной ориентации.

При нагреве до более высоких температур происходит поглощение одних зерен другими и образуются крупные зерна аустенита. Кристаллографическая ориентация этих зерен совпадает с ориентировкой первоначального зерна, то есть происходит восстановление зерна. Важной особенностью этого вида структурной наследственности является наличие после завершения полиморфного α - γ превращения промежуточного мелкозернистого состояния, из которого при дальнейшем повышении температуры вырастает восстановленное зерно.

Дальнейшее изменение структуры наступает при температурах 1100...1200°C и заключается в зарождении и разрастании новых зерен аустенита. Ориентировки этих зерен оказались отличными от исходной ориентировки. Такое изменение структуры аустенита при высоких температурах связано с его рекристаллизацией, причиной которой может быть фазовый наклеп. Восстановленное зерно аустенита характеризуется также наличием своеобразной блочной структуры, которая устраняется при рекристаллизации аустенита.

Структурная наследственность наблюдалась также при нагреве доэвтектоидных сталей 45, 45С и 45С2 с исходной феррито-перлитной структурой. После охлаждения от высоких температур пластины избыточного феррита образовывали в пределах первоначального аустенитного зерна своеобразные пакеты, в которых длинные оси кристаллов феррита располагались преимущественно вдоль одного направления. Между ферритными пластинами находились участки перлита. Определение ориентации пластин видманштеттового феррита по отношению к первоначальному аустениту, проведенное рентгеноструктурным методом, показало, что в пределах одного пакета образовался избыточный феррит шести различных ориентировок. Для всех шести ориентировок выполнялись следующие условия: плоскости (011)_Ф для каждой ориентировки были параллельны одной и той же плоскости (111)_а. Анализ полюсной фигуры показал, что между избыточным ферритом и аустенитом наблюдаются промежуточные ориентационные соотношения.

Электронно-микроскопические исследования дали основание считать, что зарождение аустенита происходило не только внутри перлитных колоний, но и на границах между рейками видманштеттового феррита или на границах между

ферритной рейкой и перлитной колонией. Установлено, что зародыши аустенита, обозавшиеся на границе между ферритными кристаллами, ориентационно связаны с обоими α -кристаллами и, как показывает кристаллографический анализ, их ориентировка может быть единственной, причем она совпадала с ориентацией первоначального аустенита. Видманштеттовый феррит, который при своем образовании был ориентационно связан с исходным аустенитом, также способствовали ориентированному зарождению аустенита на границе избыточного феррита с перлитом при нагреве образцов. Таким образом, наличие ориентированных избыточных фаз в перлитной структуре определяет ориентированное зарождение аустенита и проявление структурной наследственности при нагреве.

Проявление структурной наследственности на практике при термообработке литых сталей

В данной главе рассмотрены случаи проявления структурной наследственности, которые встречаются на практике при термообработке литых сталей.

Литая сталь типа 30ХГНМ используется для получения массивных отливок, охлаждение которых происходит с малой скоростью, что способствует формированию крупного зерна. Последующая термообработка (закалка и нормализация) не приводила к измельчению зерна, то есть литая сталь 30ХГНМ оказалась склонной к структурной наследственности. Сталь характеризовалась очень крупным зерном (~ 10 мм), имела бейнитную структуру с большим количеством остаточного аустенита (около 20%). Предварительный высокий отпуск, применяемый на производстве с технологическими целями, препятствовал восстановлению зерна, в результате чего при нагреве выше $A_{c3} \approx 790^{\circ}\text{C}$ возникали мелкие зерна аустенита, сохраняющие свою величину до высоких температур нагрева. Особенностью данной стали явилось то, что при выдержке в интервале температур 1030...1080 $^{\circ}\text{C}$ из мелких зерен вырастали крупные зерна, соответствующие по величине первоначальным, а при дальнейшем повышении температуры вновь наблюдали их измельчение. Показано, что кристаллографическая ориентация образовавшихся крупных зерен совпадает с ориентировкой первоначальных зерен. В этом случае реализуется особый механизм структурной наследственности, когда восстановление зерна аустенита происходит не при фазовом превращении, а в результате другого процесса,

родственного избирательной рекристаллизации и проходящего при более высоких температурах.

Электронномикроскопические исследования исходной бейнитной структуры показали, что в ней присутствуют глобулярные участки остаточного аустенита, достигающие размеров в несколько микрон. В процессе высокого отпуска при 650°C происходил распад остаточного аустенита, в нем наблюдали выделения карбидов цементитного типа. В то же время рентгеноструктурные и электронномикроскопические исследования позволяют считать, что при двухчасовой выдержке распадается не весь остаточный аустенит, в структуре стали сохраняются глобулярные участки аустенита величиной 1...3 мкм.

Совокупность экспериментальных данных позволила предложить следующее объяснение структурной наследственности этого типа, для литых сталей типа 30ХГНМ. При нагреве высокоотпущеной стали с исходной бейнитной структурой и достижении температуры фазового превращения на месте отпущеного феррита возникали мелкие зерна аустенита произвольной ориентации, рядом с которыми сохранились участки бывшего остаточного аустенита, имеющие ориентировку первоначального γ -зерна. По-видимому глобулярные участки бывшего остаточного аустенита содержат меньше искажений, чем аустенит, образовавшийся из отпущеного бейнита. Поэтому они служат естественными зародышами при последующем росте зерен. Увеличение продолжительности или кратности отпуска, изменение скорости нагрева будут способствовать более полному распаду остаточного аустенита и препятствовать проявлению структурной наследственности.

В результате проведенных исследований были найдены режимы термической обработки, приводящие к рафинировке зерна аустенита. Внедрение этих рекомендаций на Уралвагонзаводе для литых сталей дало экономический эффект более 2 млн.руб. (в ценах 1985 г.).

Другим примером практического использования полученных результатов является работа с АО "Завод дорожных машин им. Колющенко". Известно, что одной из самых металлоемких отраслей машиностроения является транспортное машиностроение, то есть изготовление дорожных машин, отдельные детали которых (ножи, ковши и т.д.) работают в наиболее тяжелых условиях. На заводе дорожных машин им. Колющенко для массового изготовления литьем наконечников и ножей дорожных машин использовали хромоникельмарганцовую сталь 23Х3Н2ГФЛ, разработанную Харьковским СПКТБ "Стройормаш". Отливки этой стали проходят двойную нормализацию от 1000 и 950°C, а после

механической обработки следует закалка от 900°C и отпуск 200°C. Литая структура представляла видманштеттовый феррит, перлит, участки бейнита и остаточного аустенита. К сталим, используемым для изготовления таких изделий, предъявляются особые требования, в частности ударная вязкость должна быть высокой при отрицательных температурах. Практика работы с этой сталью показала, что многие плавки не удовлетворяют технологическим требованиям: $KCU_{+20} > 0,25 \text{ МДж}/\text{м}^2$, $\sigma_b > 1500 \text{ МПа}$. При микроструктурном исследовании закаленных отливок в них наблюдалось крупное зерно, приводящее к снижению вязкости и пластичности. Интересно, что границы зерна имеют зубчатость, характерную для структурной наследственности. Это обстоятельство, а также тот факт, что крупное зерно в этих ванадийсодержащих сталях получалось после нагрева под закалку до температур 850...950°C, позволили предположить, что его появление связано с проявлением структурной наследственности в литой стали. В этой стали сохраняется крупное зерно аустенита и его величина не зависит от температуры нагрева под закалку. При температуре нагрева выше 1000°C происходит рекристаллизация аустенита, не приводящая однако к значительному измельчению зерна. Проявление рекристаллизации выше 1000°C, наличие зубчатости и постоянный размер зерна до и после закалки подтверждают точку зрения, что сохранение крупного зерна в литой стали 23Х3Н2ГФЛ связано с проявлением структурной наследственности при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении. Такой результат представляет в сущности типичный пример легирования стали никелем, когда в погоне за снижением температурного порога хладноломкости перестают обращать внимание на высокую устойчивость аустенита на первой (феррито-перлитной) ступени его распада. Вследствие этого операция нормализации теряет свою функциональную роль получения неориентированных продуктов распада γ -фазы и превращает я в закалку на бейнито-мартенситную структуру, в которой благодаря ориентационной связи γ - и α -фаз зерна превращенного аустенита являются действительными поверхностями разрыва ориентировок. Устранить структурную наследственность можно двумя путями: либо изменить условия кристаллизации и термообработки слитка (структурную наследственность можно устраниć введением 20 часового отпуска при 650°C, однако такой режим экономически не приемлем), то есть условия получения исходной структуры, либо изменить химический состав стали. Условия кристаллизации и термообработки легко изменять при проведении лабораторных исследований, но на практике это вызывает определенные, часто непреодолимые трудности, например, невозможность осуществить быстрое охлаждение

массивных литых заготовок. В то же время, варьируя легированность стали, можно изменить устойчивость аустенита, и при той же скорости охлаждения заготовок получить другую (феррито-перлитную) исходную структуру. Следовательно, этот способ позволяет влиять на структурную наследственность стали, почти не изменения технологического режима термообработки, что более предпочтительно в заводских условиях. Именно этот способ и был в конечном итоге использован для повышения свойств исследованной стали.

В реальных условиях выбор марки стали и режима термической обработки всегда является компромиссом многих производственных тенденций. Время проведения этой работы совпало с моментом резкого повышения стоимости никеля, что сделало особенно актуальной обсуждавшуюся и раньше на заводе проблему изменения марки стали для рыхлителей и ножей бульдозера.

Нами была подобрана группа перспективных и относительно дешевых сталей, из которых были отлиты партия рыхлителей и образцы для лабораторных исследований. Основное внимание было уделено базовой стали 23Х3Н2ГФЛ, в которой постепенно понижали содержание никеля. При этом концентрацию хрома сохраняли достаточно высокой (около 2 вес.-%), не столько для сохранения высокой прокаливаемости, сколько для теплостойкости мартенситной структуры, ибо в процессе работы рыхлителей неизбежны удары, пропахивания и тому подобные механические эффекты, в очаге которых происходит локальное повышение температуры до 400..600°C.

Микроструктура сталей была изучена после нормализации, а также после закалки от различных температур. Достаточно было в стали 23Х3Н2ГФЛ понизить содержание никеля до 1%, как нормализация литых заготовок привела к формированию перлитной структуры и, соответственно, к мелкозернистой структуре в закаленном состоянии. Мелкосернисто характерно и для других сталей, даже содержащих марганец (25Г2СРФЛ) при всех использованных температурах закалки, что обусловлено как трехкратной перекристаллизацией, так и содержанием в сталях ванадия, карбиды которого содержат рост зерна. Окончательная термическая обработка заключалась в закалке с низким отпуском 200°C. Предложенные стали после термообработки имели мелкозернистую структуру и давали требуемые значения механических свойств, в том числе высокие циклические свойства. После проведения всех необходимых испытаний и анализа механических свойств предложенные стали были рекомендованы для изготовления ножей и наконечников дорожных машин. Замена никельсо-

держащих сталей на безникелевые, но с тем же уровнем свойств, позволила получить экономический эффект в 1993 году в размере 53 млн. рублей.

ВЫВОДЫ

1. Экспериментально установлено, что перлитное превращение в сталях, которое считается классическим примером диффузионного неупорядоченного превращения, может приводить к появлению структуры, ориентационно связанный с первоначальным аустенитом (образуется текстура α -фазы в пределах одного зерна аустенита). Это обстоятельство обуславливает проявление структурной наследственности при нагреве сталей с перлитной структурой. Наличие избыточных фаз (цементита, феррита), ориентационно связанных с аустенитом, стимулирует восстановление зерна.

2. Разупрочнение при отжиге в α -состоянии стали со структурой тонкопластинчатого перлита проходит в несколько этапов. На первом этапе, которому соответствует наибольший эффект разупрочнения, практически отсутствуют структурные изменения. Высказана и развита гипотеза, что разупрочнение перлита на этой стадии обусловлено снижением до равновесного по отношению к цементиту концентрации углерода в феррите, которая была исходно повышена, так как ее уровень определялся локальным α/γ равновесием на фронте роста перлитных колоний из аустенита. Термодинамические оценки повышения концентрации углерода в феррите перлита, образующегося при 500°C, согласуются с наблюдаемым уровнем дополнительного упрочнения перлита.

Последующие стадии отжига перлита сопровождаются структурными превращениями в обеих фазах перлита: в цементите – дробление пластин, сфероидизация и коалесценция; в феррите – полигонизация и рекристаллизация.

3. Развиты новые представления о процессе коалесценции карбидов, объясняющие в том числе полигонизацию и рекристаллизацию феррита при отжиге недеформированного перлита. Процесс коалесценции карбидов может осуществляться несколькими механизмами в зависимости от толщины цементитных пластин: а) если толщина меньше некоторого критического значения $h_k \approx 10$ нм, то возможна быстрая коалесценция, когда перенос карбидной фазы из участка растворения в зону нового выделения происходит только за счет диффузии углерода, при этом решетка цементита перестраивается в решетку феррита, возникают упругие напряжения и сетки поверхностных дислокаций; б) при толщинах $h >> h_k$ происходит медленная коалесценция, когда перенос

карбидной фазы осуществляется путем сопряженной диффузии углерода и вакансий. Диффузия последних устраивает изменение объема при растворении цементита; в) возможна коалесценция путем переноса атомов углерода и железа по большеугловым границам рекристаллизованных зерен, появление которых связано с рекристаллизацией от фазового наклена, возникшего в результате начального действия механизма быстрого растворения.

С позиций уравнения Гиббса-Томсона проведен анализ устойчивости плоских граней цементитной пластины при растворении и рассмотрены вероятные механизмы дробления пластин при отжиге.

4. Экспериментально установлена возможность образования низкотемпературного перлита в заэвтектоидных сталях, который по фазовому составу, кинетике превращения и морфологии продуктов распада не отличается от классического перлита. Температурная область его существования расположена между областями реализации верхнего и нижнего бейнитных превращений. Показано, что области существования верхнего и нижнего бейнита генетически связаны со ступенями $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения безуглеродистой основы сталей. Рассмотрены причины возникновения прослоек остаточного аустенита в мартенсите сталей.

5. При сверхбыстром лазерном нагреве сталей с исходной перлитной структурой экспериментально достоверно установлено, что образование аустенита может происходить мартенситоподобным сдвиговым бездиффузионным механизмом с соблюдением ориентационных соотношений между ферритной составляющей перлита и вновь образовавшимся аустенитом.

6. Предложены режимы термообработки, исключающие случаи возникновения структурной наследственности в литых сталях в условиях Уралвагонзавода (экономический эффект около 2 млн. руб., в ценах 1985 г.), а также новые экономнолегированные литые высокопрочные стали для рыхлителей и ножей бульдозеров взамен 23Х3Н2ГФЛ, для которых одно или двухкратная нормализация приводит к перлитному распаду аустенита и как следствие, к устранению наследственности крупнозернистой литой структуры, к которой склонна данная сталь. Новые стали испытаны и приняты для производства литых режущих инструментов на АО "Завод дорожных машин им. Колющенко" г. Челябинск, что позволило получить экономический эффект ~ 53 млн. рублей за 1993 год.

Цитируемая литература:

- 1л. Стрегулин Л.И., Коцин Ф.С. Исследование превращений аустенита в высокоуглеродистой стали. // Исследование по проблеме "Аустенит и его превращения": Труды УФАН СССР. – М.: 1937, – Вып. 9, – С. 137-171.
- 2л. Левченко А.А., Пивоваров В.М., Тананко И.А. О механизме формирования структуры бейнита в заэвтектоидных сталях. // ФММ, – 1970 – 29, – Вып. 3, С. 329-334.
- 3л. Садовский В.Д., Табатчикова Т.И., Салохин А.В., Малыш Н.М. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали. I. Влияние исходной структуры. // ФММ, – 1982 – 53, – Вып. 1, – С. 86-94.
- 4л. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. – М.: Металлургия, 1973. – 205 с.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах.

Монографии:

1. Садовский В.Д., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. Лазерный нагрев и структура стали. – Свердловск, Изд. АН СССР, УрО, 1989, 100 с.
2. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термообработанной стали. М.: – Металлургия, 1994, – 288 с..
3. Актуальные вопросы лазерной обработки сталей и сплавов. / Под редак. Б.К.Соколова, Н.Г.Терегулова / РАН ИФМ, Инж.Акад. респ-ки Башкортостан, Екатеринбург-Кумертау, 1994, – 137 с.

Статьи:

4. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Электронно-микроскопическое исследование структурных превращений в перлите. // ФММ, 1974 – 38, Вып. 3, С. 571-576.
5. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Структурный механизм фазового превращения в заэвтектоидных марганцевых сталях. // "Структурный механизм фазовых превращений металлов и сплавов". – М.: Наука, 1976, С.23-27.
6. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Механизм структурной наследственности в заэвтектоидных сталях. // ФММ, 1977 – 43, Вып. 2, С. 358-366.

7. Смирнов М.А., Штейнберг М.М., Счастливцев В.М., Филатов В.И., Яковлева И.Л., Патраков Е.И. Влияние высокотемпературной деформации на структуру и свойства изотермически закаленных сталей.//ФММ, 1979—48, Вып.4, — С. 822-831.
8. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Ориентационная связь перлита и аустенита в заэвтектоидных сталях.— Доклады X Всесоюзной конференции по электронной микроскопии. — Ташкент, Изд. ВИНИТИ, 1976, С. 178-179.
9. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Заваров А.С. Влияние отпуска на структуру и свойства патентированной проволоки.//ФММ, 1980—49, Вып.1, С. 138-144.
10. Счастливцев В.М., Садовский В.Д., Морозов О.П., Яковлева И.Л. О существовании низкотемпературного перлита в заэвтектоидных сталях.//ФММ, 1981—51, Вып. 5, С. 991-1001.
11. Счастливцев В.М., Бармина И.Л., Яковлева И.Л., Легостаев Ю.Л., Малышевский В.А. Образование и устойчивость ревертированного аустенита в малоуглеродистых никельмолибденовых сталях.//ФММ, 1983—55, Вып.2, С. 316-322.
12. Счастливцев В.М., Бармина И.Л., Яковлева И.Л., Карзунов С.Г., Мирзаев Д.А., Морозов О.П., Легостаев Ю.Л., Семичева Т.Г. Мартенситные превращения в малоуглеродистых никельмолибденовых сталях.//ФММ, 1983—55, Вып. 4, С. 724-732.
13. Мирзаев Д.А., Карзунов С.Г., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Влияние скорости охлаждения при закалке на количество остаточного аустенита и твердость углеродистых сталей.//ФММ, 1983—66, Вып.5, С. 1033-1035.
14. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Яковлева И.Л. Структурная память в доэвтектоидной стали с видманштеттовым ферритом.//ФММ, 1984—58, Вып. 3, С. 547-556.
15. Счастливцев В.М., Бармина И.Л., Карзунов С.Г., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Особенности изотермической диаграммы превращения переохлажденного аустенита для малоуглеродистых легированных сталей.//ФММ, 1985—60, вып.4, с. 780-784.
16. Мирзаев Д.А., Карзунов С.Г., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Харитонова Е.В. Гамма-альфа превращение в низкоуглеродистых сплавах железо-хром.//ФММ, 1986—61, Вып. 2, С. 331-338.

17. Мирзаев Д.А., Карзунов С.Г., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Харитонова Е.В. Особенности мартенситного и бейнитного превращения в хромистых сталях. // ФММ, 1986 - 62, Вып. 2, С. 318-327.
18. 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 - 63, Вып. 3, С. 555-562.
19. Морозов О.П., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Соотношение между кинетикой образования, скоростью роста отдельных зародышей и микроструктурой бейнита в стали 40ХНМ. // ФММ, 1987 - 64, Вып. 6, С. 1136-1146.
20. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Табатчикова Т.И. Электронно-микроскопическое исследование образования аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве сталей. // "Методы повышения конструктивной прочности металлических материалов." - М.: Знание, 1988, С. 7-11.
21. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Осинцева А.Л. Структура и износстойкость стали У8, обработанной лазером. // ФММ, 1988 - 66, Вып. 5, С. 948-957.
22. Бахарев О.Г., Гаврилюк В.Г., Надутов В.М., Ошкадеров С.П., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Структурные изменения при нагреве холоднодеформированной углеродистой стали с перлитной структурой. // ФММ, 1989 - 67, вып. 2, с. 341-346.
23. Морозов О.П., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Верхний и нижний бейнит в углеродистой эвтектоидной стали. // ФММ, 1990, № 2, С. 150-159.
24. Schastlivtsev V.M., Mirzayev D.A., Baev A.I., Karzunov S.E., Yakovleva I.L. The Connection of Martensitic and Bainitic Transformation in Carbon and Alloyed Steel. // Heat Treatment and Technology of Surface Coating. - Materials of the Congress, V. 2, P. 150-157, Moscow, 11-14 Dec. 1990.
25. Морозов О.П., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Влияние дополнительного легирования хромом и молибденом углеродистой эвтектоидной стали на верхнее и нижнее бейнитное превращение аустенита. // ФММ, 1991, № 4, С. 138-145.
26. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Баев А.И., Карзунов С.Е., Яковлева И.Л. Связь мартенситного и бейнитного превращений в углеродистых и легированных сталях. // МИТОМ, 1991, № 7, С. 2-3.
27. Садовский В.Д., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Осинцева А.Л., Яковлева И.Л. Структура высокопрочных сталей после лазерной

обработки.// "Лазерная обработка сталей и титановых сплавов", Пермь, ППИ, 1991, С. 3-8.

28. Sadovskiy V.D., Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L. Laser Heating and Structure of Steel.// "Laser Treatment of Materials". Informationsgesellschaft Verlag ECLAT-92, Germany, 1992, P. 307-311.

29. Yakovleva I.L., Tabatchikova T.I. Characteristic Features of Laser-Induced Hardening in Maraging Steels.// "Laser Treatment of Materials". Informationsgesellschaft Verlag ECLAT-92, Germany, 1992, P. 355-361.

30. Яковлева И.Л., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И. Экспериментальное наблюдение бездиффузионного образования аустенита в стали с перлитной структурой при лазерном нагреве.// ФММ, 1993 - 76, Вып. 2, С. 86-98.

31. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А. Структурные превращения в перлите при нагреве. I. Твердорастворное упрочнение ферритной составляющей перлита.// ФММ, 1994 - 77, Вып. 4, С. 136-147.

32. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А. Структурные превращения в перлите при нагреве. II. Источник фазового наклена и рекристаллизации феррита.// ФММ, 1994 - 78, Вып. 3, С.

33. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А. Структурные превращения в перлите при нагреве. III. Сфероидизация карбидов. Уравнение Гиббса-Томсона и проблема коагуляции карбидов.// ФММ, 1994 - 78, Вып.3, С.

34. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Baev A.I., Karzunov S.E. and Yakovleva I.L. The Connection of Martensitic and Bainitic Transformation in Carbon and Alloyed Steels.// Proc. of the International Conference on Martensitic Transformations (ICOMAT - 92), 20-24 Juli 1992, Monterey, California, USA, P. 425-430.

35. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Karzunov S.E. and Yakovleva I.L. Transformations of Austenite in Low-Carbon Alloys Fe-Cr and Alloyed Steels under Conditions of Cooling Rates of 0.1 to 500,000K/s.// Proc. of the International Symposium on New Aspects of Microstructure LCS'94, Nov.29 - Dec.1 1994, Tokyo, Japan, P. 27-30.

36. Mirzaev D.A., Schastlivtsev V.M., Karzunov S.E. and Yakovleva I.L. New Concepts of Bainitic and Martensitic Transformations in Steels Based on Multistep γ - α Transformation in Steel Matrix.// Proc. of the International Symposium on New Aspects of Microstructure LCS'94, Nov.29 - Dec.1 1994, Tokyo, Japan, P. 123-126.

Geology