

ЕГОРОВ Н.Т. (ДОНГТУ)

ОСОБЕННОСТИ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ТОЛСТОЛИСТОВЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

На основании металлографических исследований уточнены представления о механизме аустенитизации толстолистовых сталей с исходной феррито-перлитной структурой, рассмотрены особенности структурных изменений при нагреве сталей в межкритический интервал температур.

Толстолистовой прокат из малоуглеродистых и низколегированных сталей для придания ему необходимого комплекса механических и технологических свойств, подвергается различным видам термической обработки, предусматривающим обязательную их аустенитизацию.

Процесс аустенитизации сталей изучался многими исследователями. В настоящее время имеется достаточно большой экспериментальный материал, посвященный этой проблеме, который систематизирован и обобщен в работах [1–4]. Однако, несмотря на это, многие вопросы, касающиеся механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в малоуглеродистых сталях применительно к реальным условиям их термической обработки до сих пор остались дискуссионными и нуждаются в дополнительном изучении.

В данной работе исследовали аустенитизацию широко используемых при производстве толстолистового проката низколегированных сталей марок 10ХСНД и 10Г2С1, имеющих после горячей прокатки феррито-перлитную структуру. Образцы размером 20×30 мм, вырезанные из горячекатаных листов толщиной 16 мм, нагревали до температур 700–900°C (через каждые 20°C), после чего охлаждали на воздухе. Продолжительность нагрева образцов составляла 2 мин на 1 мм их толщины, что соответствовало существующим условиям аустенитизации толстолистового проката при термической обработке.

Структурные и фазовые изменения при нагреве сталей в интервале A_{C1} – A_{C3} оценивали по результатам металлографического анализа с использованием светового и электронного микроскопов. Количество продуктов распада аустенита, образующихся после охлаждения сталей, подсчитывали методом секущих с погрешностью, не превышающей 3%. Кинетику образования аустенита изучали магнитометрическим методом на специально разработанной установке по методике, изложенной в работе [5].

На рис. 1 показана микроструктура сталей после охлаждения на воздухе от различных температур межкритического интервала. Характерной особенностью структуры сталей после такой обработки является появление по границам ферритных зерен продуктов промежуточного распада аустенита в виде участков округлой и игольчатой форм. Соотношение структурных составляющих, их вид, форма и расположение зависят от температуры нагрева. Так, при охлаждении из нижней области межкритического интервала в структуре сталей наряду с ферритом и перлитом, появляется бейнит, который располагается в виде цепочки отдельных зерен вокруг α -фазы. Рентгеноструктурными исследованиями обнаружено наличие в этих участках остаточного аустенита в количестве до 15%. С повышением температуры нагрева в интервале A_{C1} – A_{C3} количество бейнитной составляющей увеличивается и достигает максимума при 780–820°C (рис. 2). В этом случае участки бейнитной составляющей имеют преимущественно форму пластин (игл), распространяющихся от границ в тело ферритного зерна, которые достаточно легко распадаются в результате отпуска при 650°C с образованием мелкодисперсных карбидов (рис. 1, з). При дальнейшем увеличении температуры нагрева, по мере ее приближения к верхней критической точке A_{C3} , количество бейнитной состав-

ляющей уменьшается и в структуре сталей появляется перлит, а иногда и перлитобейнитные комплексы.

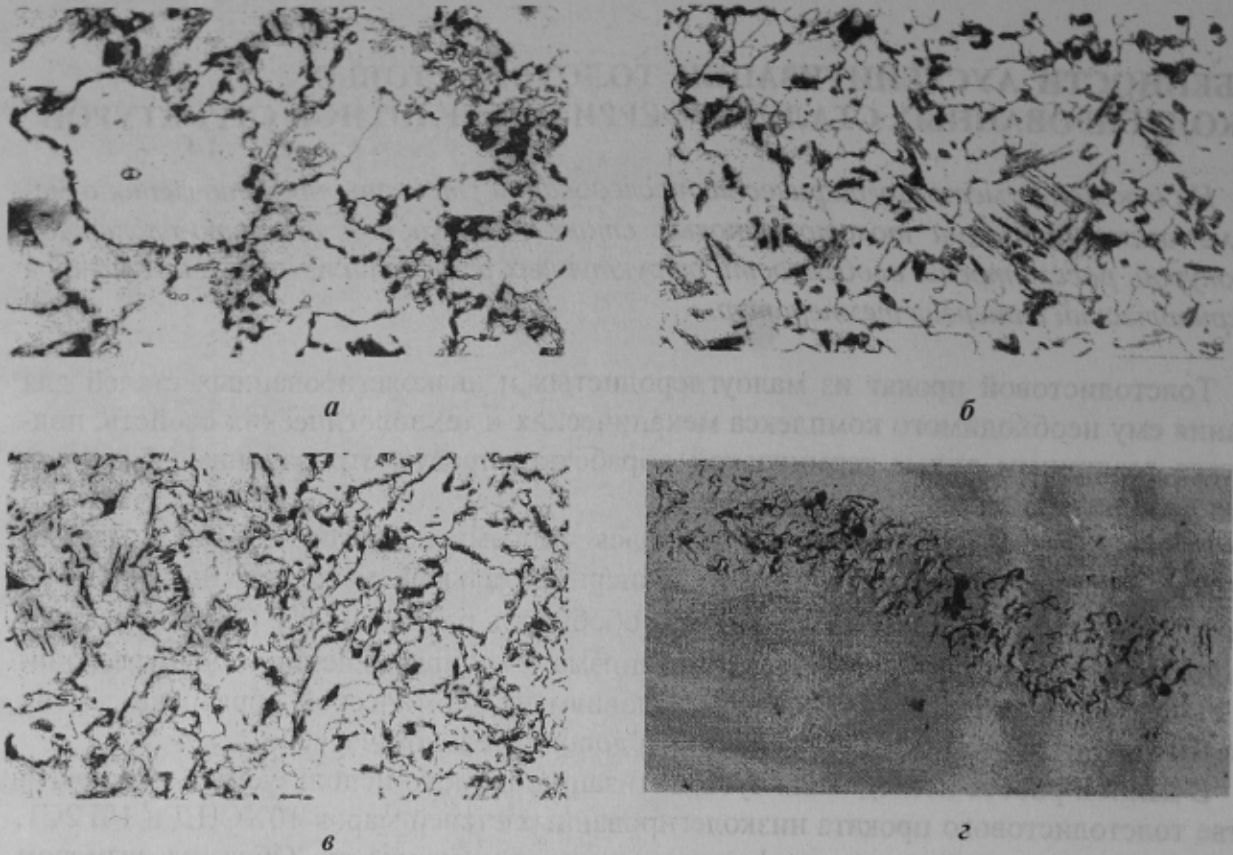


Рис. 1. Микроструктура сталей 10XCHD (а, б, з) и 10Г2С1 (в) после охлаждения на воздухе от температур: а, в — 740°C, х400; б — 780°C, х400; з — 780°C+отпуск 650°C длительностью 4,ч. х4200

Обнаруженные особенности структурных изменений в низколегированных сталях после их нагрева в двухфазную $\alpha+\gamma$ -область могут быть объяснены перераспределением углерода и легирующих элементов, в частности марганца и кремния, между аустенитом и ферритом в связи с одновременным существованием этих фаз при указанных температурах.

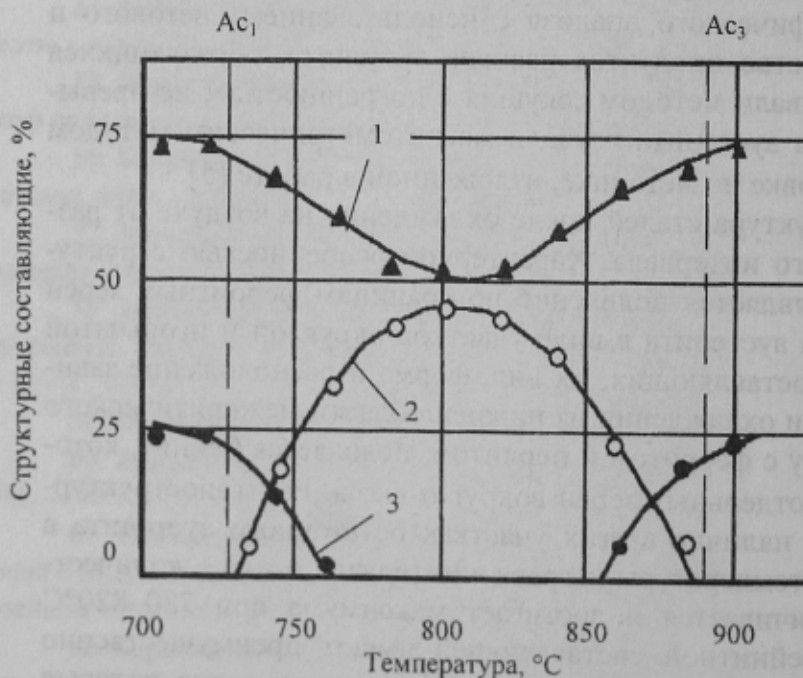


Рис. 2. Количество структурных составляющих в стали 10XCHD после охлаждения на воздухе от различных температур межкритического интервала: 1 — феррит; 2 — бейнит; 3 — перлит

Исследование с помощью рентгеновского микроанализатора MAP-1 показало (таблица), что феррит стали 10Г2С1 после нагрева на 800°C и охлаждения на воздухе содержит почти в два раза больше кремния, чем участки бейнита, а следовательно и образующийся при нагреве аустенит.

Полученные данные об изменении структуры толстолистовых низколегированных сталей после нагрева в межкритический

интервал позволяют уточнить представления о механизме их аустенитизации при термической обработке.

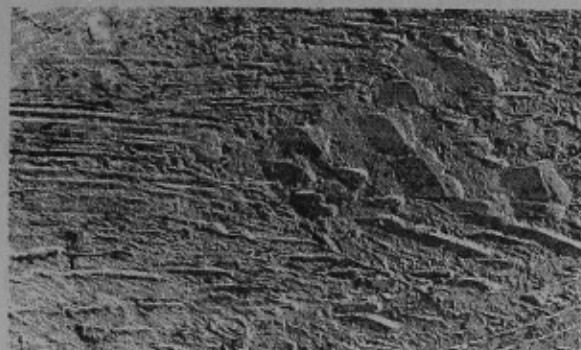


Рис. 3. Образование аустенита в перлите при нагреве стали 10XCHD до 740°C, x4200

Образование аустенита при нагреве сталей происходит не только в перлите, но, в значительной степени, и по границам ферритных зерен. Первыми аустенитизируются перлитные участки, причем зарождается аустенит преимущественно на торцах цементитных пластин в местах их выхода на границы перлитных колоний (рис. 3) и реже — на поверхности раздела ферритных и цементитных фаз. В последнем случае образование аустенита более легко происходит вдоль ферритных пластин перлита, поскольку цементитные пластины в этом случае выполняют

барьерную роль в $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении. В отдельных участках, где непрерывность цементита нарушена, аустенит образуется и в соседних пластинах феррита. Следует отметить, что аустенитные участки при этом достаточно изомерны и это свидетельствует о примерно одинаковой скорости роста аустенита вдоль и поперек пластин перлита. Отсутствие строгой ориентационной связи феррита и аустенита при полиморфном превращении позволяет заключить о действии нормального механизма перестройки кристаллической решетки при аустенитизации перлита, несмотря на то, что гораздо больше оснований было ожидать ориентированного, сдвигового характера перекристаллизации, учитывая сходство кристаллических решеток аустенита и цементита.

Таблица — Распределение марганца и кремния между структурными составляющими стали 10Г2С1 после охлаждения на воздухе от различных температур

Температура, °С	Структурные составляющие стали	Интенсивность характеристического излучения, импульс/с	
		марганец	Кремний
800	Феррит	22,03±0,11	2,12±0,08
	Бейнит	25,41±0,11	1,07±0,08
900	Феррит	22,55±0,11	1,02±0,08
	Перлит	22,24±0,10	1,10±0,08

Важным является факт зарождения аустенита непосредственно на границах ферритных зерен. Особенно отчетливо эта тенденция проявляется при кратковременных выдержках. При нагреве сталей выше точки A_{C1} на 10–20°C на границах ферритных зерен в начале появляется аустенитная оболочка, а затем с повышением температуры аустенит образуется в виде семейства параллельных пластин, расположенных по одну сторону границы ферритного зерна, реже — по обе стороны. Как правило, пластины аустенита связаны друг с другом одним общим основанием и одинаково ориентированы внутри ферритного зерна. Угол между параллельными рядами пластин обычно составляет 60 или 120°C (рис. 4).

При нагреве выше определенной пороговой температуры, что для исследованных сталей соответствует значениям 760–780°C, наблюдается всплеск ориентированного зарождения аустенита в пределах ферритного зерна. Форма аустенитных участков в этом случае имеет вид ярко выраженных пластин (игл), зарождающихся непосредственно на аустенитных массивах либо у границ ферритного зерна и растущих внутри его по определенным кристаллографическим плоскостям.

Ориентированное образование аустенита и наличие кристаллографической связи со структурно-свободным ферритом дает основания рассматривать механизм поли-

морфного превращения на этой стадии аустенитизации как видманштеттовый, характеризующийся сдвиговым характером перестройки решетки.

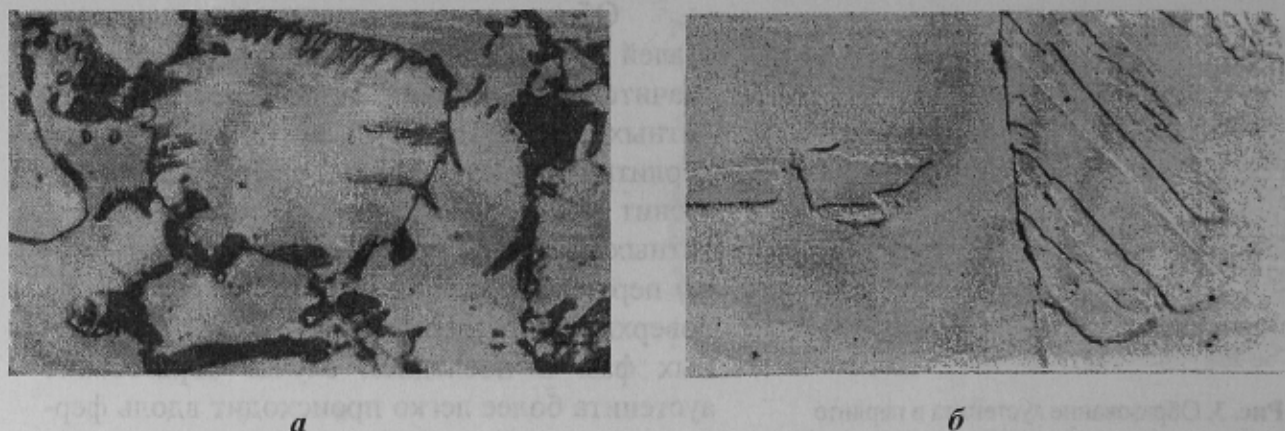


Рис. 4. Ориентированное образование аустенита в нормализованной стали 10XCHD при 780°C: а — x1000, б — x4200

Значительный интерес представляет тот факт, что многие зародившиеся в феррите аустенитные участки вообще не имеют контакта с перлитом и массивами, ранее образовавшегося аустенита. Это указывает на то, что границы зерен, как в равной мере и другие структурные несовершенства α -фазы, в энергетическом отношении является весьма благоприятными местами зарождения аустенита, а в ходе дальнейшего развития аустенитного превращения возможно перемещения углерода не только в направлении цементит — аустенит — феррит, но также и в направлении цементит — феррит — аустенит. Измельчение феррито-перлитной структуры заметно ускоряет $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение по сравнению с крупнозернистым состоянием при практически одинаковой дисперсности цементитных пластин перлита, что подтверждает существенную роль в образовании аустенита поверхностей раздела ферритной фазы и перлитных колоний (рис. 5).

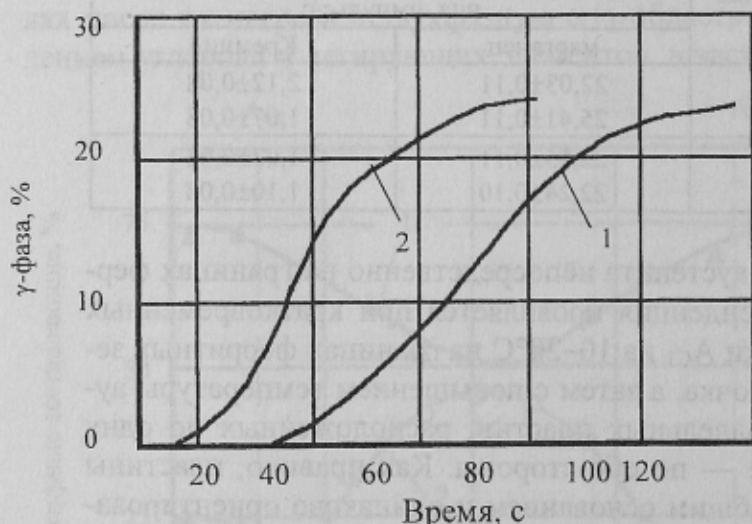


Рис. 5. Кинетические кривые образования аустенита в стали 10XCHD при 750°C в зависимости от величины зерна феррито-перлитной структуры: 1 — зерна 6–8-баллов, 2 — зерна 9–10 баллов

зерна, а ферритные промежутки, разделяющие их, исчезают и в аустените формируется развитая субструктура.

Сложный характер процесса аустенитизации и обнаруженные особенности изменения структуры толстолистовых низколегированных сталей при нагреве в межкритический интервал температур следует учитывать при выборе параметров их термиче-

Образованию аустенита по границам ферритных зерен может также способствовать и наличие повышенного содержания углерода в пограничных микрообъемах α -фазы, что неоднократно подтвердилось автораддиографическими исследованиями с использованием изотопа C^{14} [6].

При температуре нагрева выше 820°C $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в сталях реализуется путем роста уже существующих участков γ -фазы при практически полном отсутствии зарождения новых центров. При этом пластины аустенита утолщаются и больше проникают вглубь ферритного

ской обработки, так как без этого невозможны разработка и реализация интенсивных энерго- и ресурсосберегающих технологий.

Список литературы

1. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. — М.: Металлургия, 1973. — 208 с.
2. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н.Гриднев, Ю.Я.Мошков, С.Г.Ошкадеров и др. — Киев: Наукова думка, 1973. — 335 с.
3. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. — М.: Металлургия, 1982. — 128 с.
4. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1969. — 367 с.
5. Егоров Н.Т. Влияние теплой деформации на структуру и свойства термообработанного толстолистового проката массового назначения. — В кн.: Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Международный сб. научных трудов. — Донецк: ДонГТУ, 2000. — Вып. 11. — С. 233–236.
6. Брук Б.И., Куснищина З.И. О закономерности перераспределения углерода в процессе аустенитного превращения // Физика металлов и металловедение, 1968. — Т. 25. — Вып. 6. — С. 1073–1082.

© Егоров Н.Т., 2001

ГОЛЬЦОВ В.А., ЖИРОВ Г.И. (ДОНГТУ)

ОБ ОСОБОЙ ДИФфуЗИОННО-КООПЕРАТИВНОЙ ПРИРОДЕ ГИДРИДНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

В работе проведен сравнительный анализ мартенситных и гидридных превращений и дано экспериментальное подтверждение возможности термо-баро-упруго-диффузионного равновесия при гидридных превращениях.

Фазовые превращения являются одним из важнейших предметов изучения для физического материаловедения, и лежат в основе большинства современных методов обработки металлических материалов.

В классическом металловедении [1, 2] все известные превращения делятся на диффузионные (превращения по первой ступени), бездиффузионные (мартенситные) и промежуточные (бейнитные). В последние годы в связи с зарождением и развитием водородной обработки материалов [3] стали интенсивно изучаться гидридные превращения, как новый класс фазовых превращений в твердом теле. Эти превращения реализуются в системах металл-водород и имеют диффузионно-кооперативную природу [4].

Задача настоящей работы состоит в том, чтобы, во-первых, продолжить сравнительное изучение [4, 5] мартенситных и гидридных превращений, и показать их принципиальные классификационные различия. И, во-вторых, описать и обсудить полученную новую экспериментальную информацию, подтверждающую особую специфику систем Me-H и особую диффузионно-кооперативную природу гидридных превращений.

Итак, проведем сначала сравнительный анализ мартенситных и гидридных превращений с точки зрения их главных классификационных признаков.

Мартенситные превращения имеют место в сталях и сплавах, которые являются закрытыми термодинамическими системами в том смысле, что при закалке они не обмениваются веществом с внешней средой.

Гидридные превращения имеют место в сплавах металл (материал)-водород, которые легко могут быть реализованы и как закрытые системы, и как открытые, обменивающиеся с внешней средой веществом (водородом).

Существенный прогресс в понимании и описании мартенситных превращений был достигнут после того, как Г.В.Курдюмов [6] сформулировал положение о том, что