

М.Ф.Евсюков, Ж.А.Дементьева, П.Д.Грушко, Ж.З.Чехута

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ МАРГАНЦЕМ

Изучены особенности кинетики структурных и фазовых превращений аустенита в низкоуглеродистой стали, легированной марганцем. Описаны закономерности распада низкоуглеродистого аустенита в процессе охлаждения как по диффузионному механизму с образованием феррита и перлита, так и при распаде по сдвиговому механизму с образованием мартенсита. Показано влияние тепла фазового превращения на кинетику распада аустенита в большом интервале скоростей охлаждения.

низкоуглеродистая сталь, распад аустенита, фазовое превращение, скорость охлаждения

Состояние вопроса. Распад низкоуглеродистого аустенита при всех скоростях охлаждения всегда начинается с образования феррита. Это обусловлено тем, что скорость образования свободного феррита при всех прочих равных условиях в несколько раз больше скорости образования цементита. Это обусловлено как меньшей флуктуацией состава, необходимой для возникновения зародышей феррита [1], так и большей линейной скоростью роста этих зародышей. Если интенсивность диффузионных процессов в прилегающих участках аустенита одинакова, то последняя ориентировочно должна быть в 6–7 раз больше линейной скорости цементита [2]. При этом фазовое превращение аустенита при всех скоростях охлаждения сопровождается выделением тепла (рекалесценцией). В зависимости от химического состава – содержания углерода и легирующих элементов аустенит может распадаться с образованием, как феррита, так и в виде эвтектоида. В настоящее время о влиянии тепла фазового превращения в высокоуглеродистых сталях на кинетику распада аустенита с образованием перлита как при непрерывном охлаждении, так и в изотермических условиях посвящено несколько работ [3,4]. Так, при исследовании [3] высокоуглеродистых сталей с 0,54%С и 0,64%С было показано, что превращение аустенита при различных скоростях охлаждения имеет свои особенности. Превращение аустенита в перлит по диффузионной кинетике происходит с выделением значительного количества тепла. С увеличением скорости охлаждения количество тепла, выделяющееся в единицу времени, растет, что приводит вначале распада к замедлению скорости охлаждения, а затем и подъему. А это в свою очередь приводит к повышению температуры конца превращения аустенита с низким содержанием углерода и марганца до 655⁰С, с верхним содержанием углерода до 645⁰С, что выше температуры начала превращения. Наибольшее влияние тепла фазового превращения на температуру конца превращения аустенита про-

является при скоростях охлаждения $2-4^{\circ}\text{C}/\text{с}$. В этом случае образуется феррит в виде межзеренной прослойки, а эвтектоид присутствует в виде сорбитообразного перлита. Аналогичные данные по влиянию тепла фазовых превращений на кинетику превращения при термической обработке были получены и на эвтектоидных [5] и заэвтектоидных сталях [6] как при непрерывном охлаждении, так и в изотермических условиях при патентировании. В этом случае в процессе изотермической выдержки в соляных ваннах тепло фазового превращения приводит к повышению температуры образца на $40-60^{\circ}\text{C}$.

Постановка задачи. Целью настоящего исследования является изучение кинетики распада низкоуглеродистого аустенита стали легированной марганцем в большом интервале скоростей охлаждения с учетом тепла фазового превращения как при распаде по диффузионной кинетике с образованием ферритных структур, так и при превращении по сдвиговому механизму с образованием мартенсита при скоростях охлаждения выше критической.

Методика проведения исследования. Кинетику превращения в большом интервале скоростей охлаждения в низкоуглеродистой арматурной стали 20Г, легированной марганцем, исследовали на dilatометрах АД-80 и МД-83 конструкции Института черной металлургии. Плавочный химический состав арматуры диаметром 25 мм плавки 26632, выпущенной Молдавским металлургическим заводом, следующий: 0,18%С, 1,01%Мн, 0,22%Si, 0,14%Сг, 0,14Ni, 0,29%Си, 0,002%Ti.

Из арматуры в продольном направлении изготавливали dilatометрические образцы диаметром 4мм. Нагрев образцов осуществляли до 900°C с последующей выдержкой 10 мин. После этого образцы охлаждали по программе, в печах с различной тепловой инерцией, на воздухе, под вентилятором, в масле и в воде. В процессе охлаждения температуру образца во времени записывали на потенциометре КСП4, а изменение длины образца от температуры охлаждения регистрировали на двухкоординатном потенциометре ПДП4-002. По термограммам определяли среднюю скорость охлаждения и его температуру, по перегибам на dilatограммах температуру начала и конца фазового превращения.

Строение продуктов распада изучали на dilatометрических образцах после различных скоростей охлаждения микроструктурным методом на микроскопе НЕОФОТ-2. Шлифы, изготовленные в поперечном сечении образца, травили 4% ниталем. Объемное содержание структурных составляющих в dilatометрических образцах определяли расчетным методом по dilatограммам, записанным после различных скоростей охлаждения. Контроль микроструктуры проводили по ГОСТ 8233.

Изложение основных материалов исследования. Результаты исследования кинетики фазовых превращений аустенита при непрерывном охлаждении в интервале скоростей охлаждения от $0,06^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $510^{\circ}\text{C}/\text{с}$ пред-

ставлены в виде термокинетической диаграммы превращения аустенита стали 20Г (рис.1).

Критические точки, определенные на образцах диаметром 4 мм, при нагреве со скоростью $200^{\circ}\text{C}/\text{с}$, как среднее значение трех измерений, равны: $A_{c1}-730^{\circ}\text{C}$, $A_{c3}-850^{\circ}\text{C}$.

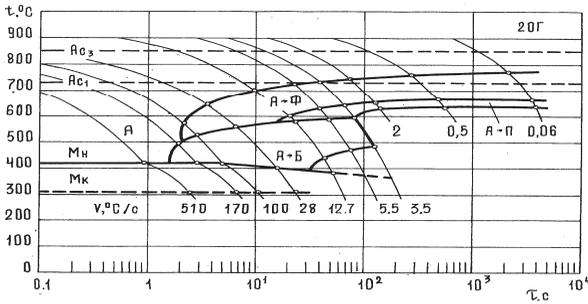


Рис.1. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита-стали 20 Г после нагрева 900°C – 10 мин.

Анализ термокинетической диаграммы и микроструктурные исследования образцов показали следующее. Кинетика распада в зависимости от скорости охлаждения зависит от температурно-временных условий охлаждения следующим образом. В интервале скоростей охлаждения ниже $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ распад аустенита осуществляется по диффузионной кинетике с образованием, в основном, феррита и частично эвтектоида в виде перлита различной дисперсности. Распад аустенита независимо от скорости охлаждения начинается с образования зародышей феррита на границе аустенитных зерен. Содержание углерода в аустените практически не равно среднему содержанию углерода в стали, т. к. в процессе кристаллизации ветви дендритов обеднены углеродом, а междуветвия обогащены им [7,8]. А феррит, зарождающийся на границе аустенитных зерен, имеет максимальную растворимость углерода около 0,02%. Поэтому ферритное зерно в процессе роста вытесняет углерод в пограничный слой аустенитного зерна с растворимостью углерода до 0,8%.%

При охлаждении в процессе роста ферритных зерен оставшийся аустенит все время обогащается углеродом [9]. При этом, с увеличением содержания углерода в аустените скорость роста ферритных зерен уменьшается. С учетом химической неоднородности аустенита в ветвях и междуветвьях, скорость роста ферритных зерен в разных направлениях также будет разная. В связи с этим, за счет наибольшей скорости роста ферритных зерен в ветвях с минимальным содержанием углерода форма их роста также будет разная. В процессе распада аустенита ферритные зерна соединяются. В этом случае обогащение остаточного аустенита происходит от двух границ ферритных зерен. В результате этого пограничный слой между ферритными зернами обогащается до содержания углерода в эвтектоиде. В результате этого пересыщенный углеродом ау-

стенит распадается на феррит и карбид цементитного типа в виде фрагментов цементитной сетки или кристаллов структурно свободного цементита. Аналогичным образом образуется структурно свободный цементит и внутри ферритных зерен. В этом случае ферритное зерно замыкает фрагмент аустенитного зерна. В процессе дальнейшего охлаждения, распающийся аустенит со всех сторон обогащается углеродом до эвтектоидного состава, который в конечном итоге трансформируется в структурно свободный цементит внутри ферритных зерен.

Аналогичные результаты были описаны и в работах [10,11], где было показано, что в процессе эвтектоидного превращения этого аустенита ферритная составляющая объединяется с ранее выделившимся ферритом, а цементит образуется в стали легированной молибденом в виде отдельных изолированных цементитных частиц по границам ферритных зерен как структурно– свободный цементит. [10]. В работе [11] показано, что структурно свободный цементит (ССЦ) чаще всего выделяется в виде узких прослоек на границах зерен. Более мелкие частицы наблюдаются и внутри зерен феррита. Длинные или разветвленные выделения ССЦ на двойных и тройных стыках зерен феррита, а также цементитные каемки на границах перлитных колоний – продукт эвтектоидного превращения узких прослоек пересыщенного углеродом аустенита, которое протекало с разделением фаз. Их образованию способствует медленное охлаждение стали в нижней части межкритического и верхней части субкритического интервалов температур. Механизм и кинетика образования ССЦ в низкоуглеродистых сталях подробно описаны в работах [12,13].

По мере понижения температура в процессе охлаждения за счет обогащения углеродом до 0,8% остаточный аустенит распадается с образованием эвтектоида дисперсность и морфология, которого зависят от скорости охлаждения.

В процессе охлаждения распад переохлажденного аустенита сопровождается выделением тепла. В связи с тем, что распад аустенита на феррит происходит в большом интервале температур, тепло выделяющееся в процессе распада аустенита при скоростях охлаждения ниже $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ практически не оказывает влияния на кинетику распада аустенита. В интервале скоростей охлаждения от $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ за счет увеличения скорости распада аустенита выделяющееся тепло уменьшает скорость охлаждения образца на 10–15%. Практически одинаковый температурный интервал распада остаточного аустенита на перлит, равный $30^{\circ} - 35^{\circ}\text{C}$, свидетельствует об незначительном влиянии тепла фазового превращения остаточного аустенита, равного 20–25%.

При скоростях охлаждения ниже $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ аустенит в процессе охлаждения превращается по диффузионной кинетике с образованием зерен феррита и перлита различной дисперсности (рис.2). При скорости охлаждения $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ феррит начинает выделяться при температуре 745°C , в основ-

ном, в виде равноосных зерен с плохо видимой границей между ними (рис.2,а). С уменьшением скорости охлаждения до $0,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (рис.2,б) и до $0,06^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (рис.2,в) за счет уменьшения скорости зарождения, но при достаточно высоком коэффициенте диффузии углерода и атомов железа балл зерна феррита увеличивается. При этом, зерна феррита имеют как равноосную, так и вытянутую форму с хорошо видимой границей между ними. Перлит при скоростях охлаждения $2^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (рис.2,а) и $0,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ наблюдается как в виде ликвационных полос, так и в виде мелких сравнительно равномерно расположенных участков, однако, вытянутых вдоль направления деформации. При минимальной скорости охлаждения, равной $0,06^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (рис.2,в) перлит наблюдается только в виде ликвационных полос. Содержание перлита около 25%. При этом, температура начала превращения аустенита на феррит с понижением скорости охлаждения от $2^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до $0,06^{\circ}\text{C}/\text{c}$ повышается с 745°C до 770°C . Температура начала перлитного превращения также повышается с 650°C до 660°C . Оканчивается распад остаточного аустенита на перлит соответственно при температурах 630°C и 640°C . Однако, с увеличением скорости охлаждения до $3,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ температура конца распада аустенита на перлит понижается значительно и равна 590°C .

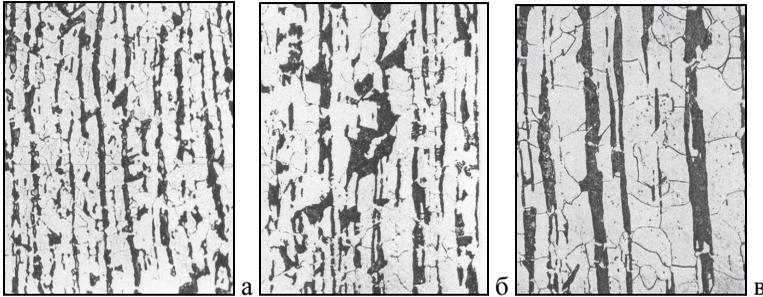


Рис. 2. Микроструктура стали 20Г после нагрева 900°C – 10 мин и охлаждения со скоростью $2^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (а), $0,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (б) и $0,06^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (в). Травление – ниталь, $\times 200$.

В интервале скоростей охлаждения от $3,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до $145^{\circ}\text{C}/\text{c}$ превращение аустенита протекает по смешанной кинетике. При этом, при минимальной скорости охлаждения ниже 730°C феррит образуется полиэдрической формы. При повышении скорости охлаждения до $5,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ феррит ниже 720°C образуется как в виде равноосных зерен, так и в виде ферритной сетки, расположенной между бейнитными пакетами. При повышении скорости охлаждения до $12,7^{\circ}\text{C}/\text{c}$ при температурах ниже 700°C количество зерен равновесной формы уменьшается, а количество феррита в виде межзеренной сетки значительно увеличивается. При скорости охлаждения $17^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ниже 680°C феррит выделяется, в основном, в виде сплошной ферритной сетки. При скорости охлаждения $28^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ниже 650°C ферритная сетка по границам зерен становится тонкой и разорванной. Дальнейшее

увеличение скорости охлаждения до $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$ при температурах ниже 580°C приводит к дальнейшему торможению распада аустенита на феррит. В данном случае он выглядит в виде отдельных мелких обрывков сетки между бейнитными участками. Полностью подавляется образование феррита при скорости охлаждения, равной $145^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и выше.

При дальнейшем охлаждении со скоростью $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ при температуре 630°C начинают появляться первые зерна перлита. С повышением скорости охлаждения до $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура начала выделения перлита понижается до 580°C , а степень распада аустенита на перлит уменьшается до нуля. При дальнейшем охлаждении в интервале температур $580\text{--}590^{\circ}\text{C}$ происходит торможение распада аустенита на перлит. При этом морфологические особенности выделения перлита существенно зависят от скорости охлаждения. Если при скорости охлаждения $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ перлит располагается, в основном, в виде ликвационных полос, то при скорости охлаждения $5,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ наблюдается более мелкое и равномерное выделение зерен перлита по всему полю. При скорости охлаждения $12,7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ распад с образованием перлита начинается только при температуре 600°C . В этом случае присутствуют только отдельные перлитные участки различных размеров и формы.

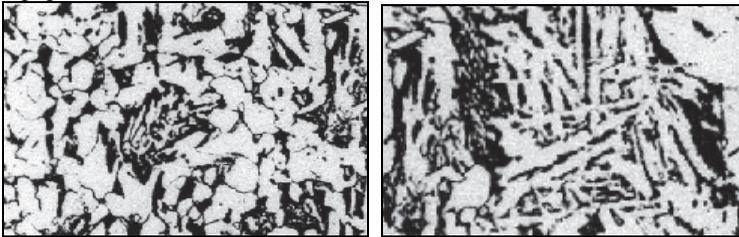


Рис.3. Микроструктура стали 20Г после нагрева 900°C - 10мин и охлаждения со скоростью $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (а) и $12,7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (б), $\times 200$, ниталь.

При скорости охлаждения $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ оставшийся аустенит ниже температуры 590°C распадается по сдвиговому механизму с образованием единичных участков бейнита (рис.3,а). С увеличением скорости охлаждения до $5,4^{\circ}\text{C}/\text{с}$ количество бейнита увеличивается до 20–25%. При скорости охлаждения $12,7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ниже 580°C за счет торможения распада аустенита на феррит и перлит в структуре наблюдается уже около 70% бейнита (рис.3,б). Максимальное количество бейнита в виде пакетов наблюдается при скорости охлаждения $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и равно 80%. При этом, при дальнейшем охлаждении со скоростью $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в результате уменьшения скорости превращения при температурах ниже 480°C распад аустенита на бейнит тормозится. С увеличением скорости охлаждения до $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура приостановки превращения аустенита на бейнит понижается до температуры начала мартенситного превращения.

При дальнейшем увеличении скорости охлаждения до $28^{\circ}\text{C}/\text{с}$ количество бейнита уменьшается, а количество мартенсита значительно увеличивается и равно 40–50%. При скорости охлаждения $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$ отдельные бейнитные пакеты приобретает ярко выраженное игольчатое строение. С увеличением скорости охлаждения до $170^{\circ}\text{C}/\text{с}$ степень распада переохлажденного аустенита на бейнит в виде темнотравящихся пакетов уменьшается до 5–10%. Полное торможение распада аустенита на бейнит наблюдается при скорости охлаждения $320^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и выше. Аналогичные результаты были получены Wever и Rose [14]. Повышенная устойчивость аустенита в бейнитной области ранее автором была выявлена как на низкоуглеродистых сталях таких как Ст.3, 20ГС, 28С и 35ГС, так и на высокоуглеродистой стали с 0,46%С, легированной 1% марганца и 0,1% ванадия.

При всех скоростях охлаждения выше $320^{\circ}\text{C}/\text{с}$ переохлажденный аустенит превращается с образованием мартенсита. Температура начала мартенситного превращения при скоростях охлаждения $170^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $510^{\circ}\text{C}/\text{с}$ равна 420°C , заканчивается распад при 310°C . При этом, выделение значительного количества тепла в момент фазового превращения приводит к значительному замедлению скорости охлаждения (см. кривые охлаждения $510^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $170^{\circ}\text{C}/\text{с}$ на диаграмме). При этом, максимальная скорость распада аустенита на мартенсит наблюдается в интервале температур $420\text{--}350^{\circ}\text{C}/\text{с}$. С уменьшением скорости охлаждения температура начала мартенситного превращения как после предварительного превращения при более высоких температурах с образованием бейнита, так и после предварительного превращения по смешанной кинетике с образованием также феррита и перлита понижается. При этом, с увеличением степени распада аустенита до 60% и уменьшении скорости охлаждения до $28^{\circ}\text{C}/\text{с}$ влияние тепла фазового превращения на температуру образца становится практически равной нулю.

Сравнительный анализ полученных результатов с результатами, полученными на стали близкой к эвтектоидной [5], показал, что количество тепла, выделяющееся в низкоуглеродистом аустените при распаде на мартенсит несколько раз меньше и соответственно меньше влияние на скорость распада переохлажденного аустенита при дальнейшем охлаждении. При скорости охлаждения $12,7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура начала мартенситного превращения остаточного аустенита понижается и равна 380°C . В результате этого доля распада аустенита на мартенсит уменьшается до 2–3. Большая подвижность атомов углерода и матрицы в интервале температур $420\text{--}310^{\circ}\text{C}$ оказывает существенное влияние, как на морфологию образующегося мартенсита, так и на процессы отпуска при дальнейшем охлаждении. В результате этого, мартенситное превращение протекает с образованием пакетов или блоков различной формы и направления (рис.4).

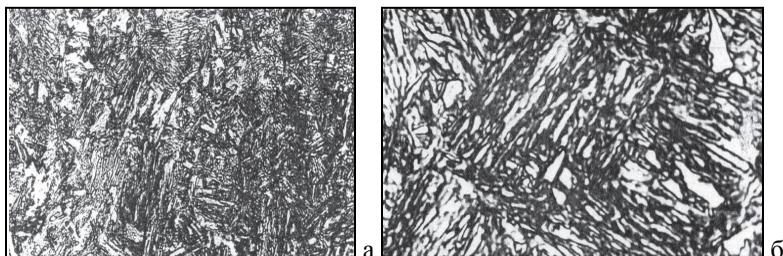


Рис. 4 Микроструктура стали 20Г после нагрева 900°C – 10 мин и охлаждения в воде со скоростью $510^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Травление – ниталь, а – $\times 200$, б – $\times 800$.

В процессе дальнейшего охлаждения мартенсит подвергается процессу отпуска. Попов А.А. считает [2], что в процессе охлаждения происходит снятие структурных напряжений и происходит обеднение α - фазы углеродом с выделением карбидных частиц цементитного типа. В результате этого при комнатной температуре в стали присутствует отпущенный темнотравящийся мартенсит (рис.4,а) В этом случае мартенситные участки при большом увеличении (рис.4,б) имеют вид отдельных последовательно расположенных пакетов с различной ориентацией и травимостью.

Выводы. Таким образом, в стали 20Г с 0,18%С и 1,01%Мн после отдельного нагрева до 900°C и выдержки 10 мин. в зависимости от скорости охлаждения распадается с образованием следующих структур.

При скоростях охлаждения ниже $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ аустенит распадается в интервале температур 770°C – 590°C по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита различной дисперсности. Феррит, в основном, имеет равноосную форму, но с большой разнорзернистостью. Перлит наблюдается как в виде ликвационных полос, так и в виде мелких сравнительно равномерно расположенных участков, однако, вытянутых вдоль направления прокатки.

При скоростях охлаждения выше $320^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в интервале температур 420°C – 310°C переохлажденный аустенит превращается на мартенсит. С понижением скорости охлаждения от $170^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $12,7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура начала мартенситного превращения понижается до 380°C при одновременном уменьшении степени распада до 2–5%. Бейнитно– мартенситная структура образуется в интервале скоростей охлаждения от $145^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $320^{\circ}\text{C}/\text{с}$. При этом, максимальное количество бейнита составляет не более 5–10%.

В интервале скоростей охлаждения от $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $145^{\circ}\text{C}/\text{с}$ образуются смешанные структуры. Так, в интервале скоростей охлаждения от $3,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ распад аустенита начинается по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита. Феррит ниже 730°C выделяется как в виде равноосных зерен, так и в виде ферритной сетки. При температурах ниже 640°C наблюдается сравнительно равномерное выделение зерен перлита по всему полю. При этом, степень распада аустенита на перлит с увеличе-

нием скорости охлаждения до $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ уменьшается до нуля. При температурах ниже 590°C оставшийся аустенит распадается по сдвиговому механизму с образованием бейнита в виде пакетов. При этом, при температурах ниже 480°C происходит торможение распада аустенита на бейнит. Однако, при температурах ниже 380°C оставшийся переохлажденный аустенит превращается с образованием мартенсита со слабо выраженным игольчатым строением. Максимальное количество бейнита, равное 70–80%, образуется в интервале скоростей охлаждения от $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Феррит присутствует в виде сетки, расположенной между бейнитными пакетами. При скорости охлаждения $28^{\circ}\text{C}/\text{с}$ микроструктура состоит из разорванной сетки феррита, бейнита в виде пакетов и повышенное количество мартенсита, равное 40–50%. При скорости охлаждения, равной $145^{\circ}\text{C}/\text{с}$, степень распада аустенита на феррит равна нулю. Микроструктура, в основном, состоит из 90–95% мартенсита. Бейнит присутствует в виде отдельных темнотравящихся пакетов.

Заключение. На основании выполненных исследований на стали 20Г можно утверждать, что в низкоуглеродистых сталях с содержанием углерода до 0,22%С и содержанием перлита не более 25% влияние тепла фазового превращения аустенита при распаде по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита не наблюдается. При распаде аустенита по сдвиговому механизму с образованием мартенсита до 40% за счет тепла фазового превращения скорость охлаждения образца понижается на 10–15%, однако на кинетику распада оставшегося аустенита не оказывает влияния. При сравнительном анализе со сталью близкой к эвтектоидной [5] можно утверждать, что с увеличением содержания углерода в аустените тепловой эффект фазового превращения увеличивается в геометрической зависимости.

1. *Блантер М.Е.* Фазовые превращения при термической обработке стали. / Москва. Металлургиздат, 1962.
2. *Попов А.А.* Фазовые превращения в металлических сплавах. / М: Metallurgizdat, 1963, - 311с.
3. *Термокинетические* диаграммы превращения аустенита колесной стали. . М.Ф.Евсюков, В.И.Узлов, Е.А.Шаповал, Е.С.Романенко /– В кн.: Производство термически обработанного проката // МЧМ СССР. М: Metallurgiya, 1986. – С. 76-79.
4. *Термокинетические* диаграммы превращения аустенита колесной стали. / М.Ф.Евсюков, В.И.Узлов, Е.А.Шаповал, Е.С.Романенко //В кн.; Производство термически обработанного проката, МЧМ СССР, М; Metallurgiya, 1986, с. 76-79.
5. *Режим* двухстадийного охлаждения катанки из стали 80КРД на линии Стилмор./ Э.В.Парусов, В.В.Парусов, М.Ф.Евсюков, А.И.Сивак, А.Б.Сычков // Metallurgicheskaya и горнорудная промышленность, 2006, № 3, с. 64-66.
6. *Фазовые* и структурные превращения аустенита в стали 90К при непрерывном охлаждении. / В.А.Луценко, М.Ф.Евсюков, А.И.Сивак, В.А.Маточкин,

- О.М.Кириленко, Д.Н.Андрианов // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. ИЧМ, Днепропетровск, 2006, вып. 13. с.155-161.
7. *Мовчан Б. А.* Микроскопическая неоднородность в литых сплавах./ Техника, Киев, 1962, -340с.
 8. *Голиков И.Н.* Дендритная ликвация в сталях./ М: Металлургия, 1958, - 206с.
 9. *Гуляев А.П.* Термическая обработка стали. / М: Машгиз, 1960, С.-212-213.
 10. *Бабошин А. Л.* Структурно свободный цементит в мягкой стали./ Журнал Русского металлургического общества, 1915.
 11. *Борисенко. В.Л.* Тимошенко, Б.Ф. Марцинив, В.А. Пирогов, Е.В. Барышев. Влияние условий безокислительного охлаждения на структуру и свойства низкоуглеродистой катанки. / Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сборник научн. трудов. Киев, Наукова Думка, 1995. –С 183-188.
 12. *Парусов В.В., Бабич В.К., Подобедов Л. В. и др.* / Сталь, 1982. -№11. –С. 59-62.
 13. *В.В. Парусов В.В., Стародубов К.Ф., Марцинив Б.Ф. и др..* / Докл. АН УРСР. -1983. –№9. –С. 84-86.
 14. *Wever F., Rose A., Peter W., Strassburd W., Rademancher L.* / Atlas zur Warmbehandlung der Stahle, 1954, 1956, 1958.

*Статья рекомендована к печати
проф., докт.техн.наук Г.В. Левченко*

М.Ф.Євсюков, Ж.А.Демєнтьєва, П.Д.Грушко, Ж.З.Чехута
Фазові перетворення в низьковуглецевих сталях, легованих марганцем.

Вивчено особливості кінетики структурних і фазових перетворень аустеніту в низьковуглецевій сталі, що легована марганцем. Описано закономірності розпаду низьковуглецевого аустеніту в процесі охолодження як за дифузійним механізмом з утворенням фериту і перлиту, так і при розпаді за зсувним механізмом з утворенням мартенситу. Показано вплив тепла фазового перетворення на кінетику розпаду аустеніту у широкому інтервалі швидкостей охолодження.