



Разработка энергосберегающих режимов сфероидизирующей обработки борсодержащей стали

Колпак В. П., Кокашинская Г. В., Соболенко М. А.,
Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина

Разработаны скоростные режимы сфероидизирующего отжига стали 20Г2Р. Установлено влияние исходной структуры на схему и продолжительность отжига. Показано, что продолжительность отжига для стали с бейнито-ферритной структурой составляет 1740 с; с феррито-перлитно-бейнитной структурой – 1500 с; с феррито-перлитной структурой – 600 с.

Использование борсодержащих сталей позволяет существенно расширять объемы производства высокопрочных изделий, получаемых методами холодной объемной штамповки (высадки). Традиционно используемые способы подготовки металла к последующей холодной пластической деформации (высадке) имеют ряд недостатков, к которым относится и операция сфероидизирующего отжига, характеризующаяся высокими энергетическими и временными (десяtkи часов) затратами при отжиге в колпаковых, шахтных, проходных роликовых печах, низкой производительностью и сложностью обеспечения равномерного нагрева и охлаждения бунтов подката.

Альтернативой термообработке с печным нагревом является электротермическая обработка, к несомненным достоинствам которой следует отнести: получение более высокого комплекса свойств по сравнению с печным нагревом, обусловленное специ-

фическим влиянием высоких скоростей нагрева на кинетику и механизм структурных изменений в стали; ограниченное окисление; экологичность; сокращение времени термической обработки [1].

В свете сказанного разработка скоростных режимов сфероидизирующей обработки сталей, используемых для производства высокопрочного крепежа, является актуальной задачей.

Для обоснованного подхода к разработке режимов и технологии термической обработки подката калиброванной стали для холодной высадки исследовали критические точки и кинетику превращений переохлажденного аустенита стали 20Г2Р.

Исследования проводили на образцах катанки диаметром 6,5...10 мм из стали следующего химического состава:

C – 0,20%;
Si – 0,26%;

Mn – 1,20%;
S – 0,011%;
P – 0,026%;
Cr – 0,20%;
Ti – 0,04%;
B – 0,003%.

Для изучения кинетики распада переохлажденного аустенита использовали дифференциально-термический метод, который дополняли контролем твердости и микроструктуры.

Комплекс камерных и печей-ванн с расплавами легкоплавких металлов и солей позволил в широком диапазоне (от сотых долей до сотен градусов в секунду) варьировать скорости одно- и двухстадийного охлаждения.

Проведенными исследованиями установлено, что положение критических точек стали 20Г2Р указанного выше химического состава соответствует температурам: $A_{c1} = 720$ °C, $A_{c3} = 855$ °C, $M_n = 385$ °C.

Таблица 1. Влияние скорости охлаждения $V_{охл}$ на характер превращения аустенита и твердость HV_{10} стали 20Г2Р

$V_{охл}, ^\circ C/c$	$t, ^\circ C$	Характер превращения	HV_{10}
120	855...385	$A \Rightarrow M$	486
90	600...380	$A \Rightarrow \Phi, A \Rightarrow Pr$	425
30	650...350	$A \Rightarrow \Phi, A \Rightarrow Pr$	213
7	700...330	$A \Rightarrow \Phi, A \Rightarrow Pr, A \Rightarrow П, A \Rightarrow ССЦ$	187
1/2	780...330	$A \Rightarrow \Phi, A \Rightarrow П, A \Rightarrow Pr, A \Rightarrow ССЦ$	155

t – контролируемый интервал температур, A – аустенит, $П$ – перлит, Φ – феррит, Pr – структура промежуточного типа, $ССЦ$ – структурно-свободный цементит

Знание положения критических точек позволяет целенаправленно выбирать температуры нагрева, охлаждения и изотермических выдержек при разработке режимов отжига как в подкритическом интервале температур, так и с частичной или полной фазовой перекристаллизацией.

В табл. 1 приведены данные о влиянии скорости охлаждения $V_{охл}$ на характер превращения аустенита и твердость HV_{10} стали 20Г2Р.

Анализ дифференциальных кривых, микроструктуры и свойств образцов стали 20Г2Р показал (рис. 1а), что превращение переохлажденного аустенита по бездиффузионному механизму с образованием мартенсита происходит при скорости охлаждения не менее $120 ^\circ C/c$.

Твердость мартенсита составляет HV_{10} 486.

При снижении скорости охлаждения ниже критической (рис. 2) в температурном интервале $600...500 ^\circ C$ начинаются диффузионные процессы с образованием структурно-свободного феррита, а в температурном интервале $550...400 ^\circ C$ – с образованием структур промежуточного типа – бейнита (рис. 1б).

Твердость при этом уменьшается до HV_{10} 425.

Снижение скорости охлаждения до $30 ^\circ C/c$ вызывает преимущественное выделение структур промежуточного типа: количество бейнита достигает 50%, в то время как количество ферритной составляющей не превышает 7%. Твердость снижается до $HV_{10} = 213$. Максимальное количество бейнита составляет 63...65% при средней скорости охлаждения $15 ^\circ C/c$.

При дальнейшем снижении скорости охлаждения количество ферритной составляющей в структуре резко возрастает.

А при охлаждении в интервале температур $660...580 ^\circ C$ (при $V_{охл} = 7...12 ^\circ C/c$) происходит образование перлита.

Его выделению (при температурах ниже $700 ^\circ C$) предшествует образование на границах ферритных зерен структурно-свободного цементита (рис. 1в). Твердость стали снижается до HV_{10} 187.

Охлаждение с меньшими скоростями приводит к постепенному увеличению объемной доли структурно-свободного феррита (до 65%), увеличению в начале до 45%, а затем постепенному уменьшению до 30% доли перлита, выделению по границам зерен до 3% структурно-свободного цементита и постепенному уменьшению в структуре продуктов промежуточного превращения, выделения которых при охлаждении со скоростями менее $0,3 ^\circ C/c$ уже не наблюдается (рис. 1г). Минимальная твердость стали с феррито-перлитной структурой составляет HV_{10} 149.

Рис. 1

Микроструктура образцов дифференциально-термического анализа стали 20Г2Р, $\times 500$

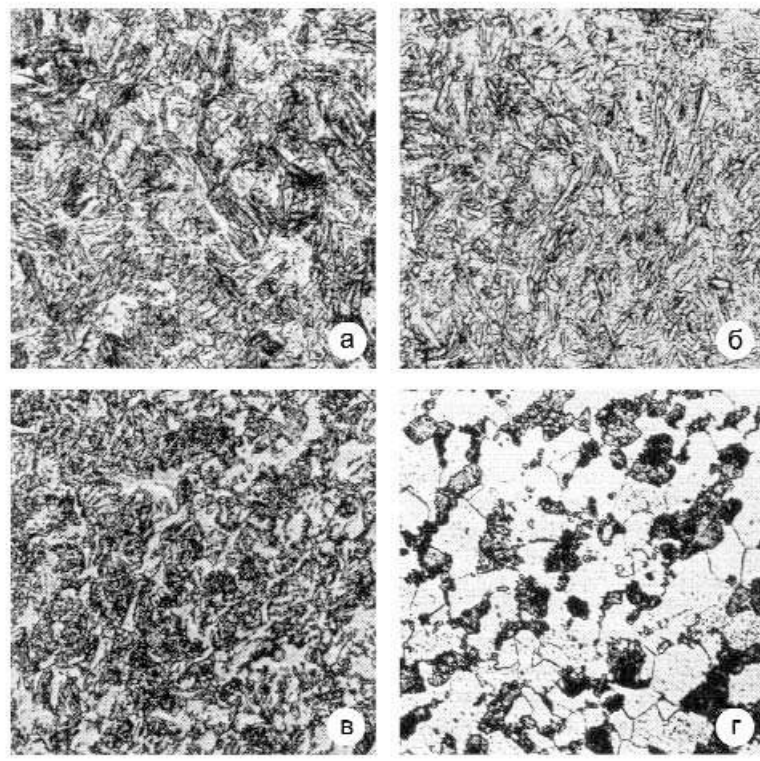
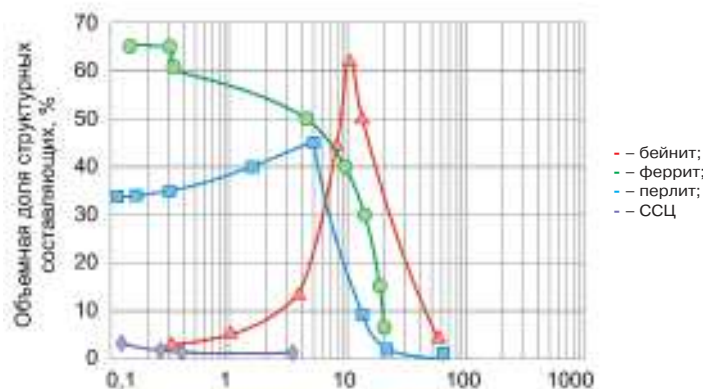
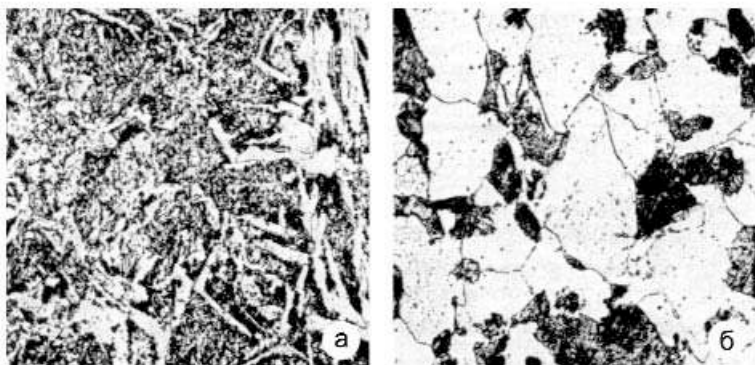


Рис. 2

Влияние скорости охлаждения на характер превращения переохлажденного аустенита стали 20Г2Р



Микроструктура стали 20Г2Р, подвергнутой обработке по режиму с ускоренным охлаждением



а – ускоренное охлаждение до 540 °С; б – ускоренное охлаждение до 700 °С

Рис. 3

Как следует из приведенных данных, характер трансформации переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении имеет некоторые особенности. К ним относятся: выделение по границам ферритных зерен значительного (до 3%) количества структурно-свободного цементита; значительная устойчивость во времени переохлажденного аустенита в промежуточной области, что приводит к возникновению в структуре участков бейнита (до 3%) даже при охлаждении со скоростью 0,5 °С/с. Выявленные особенности могут оказывать значительное влияние на формирование технологических свойств металлопроката при его переработке. Так, несмотря на относительно невысокую объемную долю, и структурно-свободный цементит, и бейнит могут снизить технологическую пластичность подката, предназначенного для холодного деформирования (калибровки, высадки и др.). Кроме того, наличие в структуре структурно-свободного цементита может осложнить процессы термической обработки.

Приведенные данные относятся к закономерностям распада аустенита, находившегося в относительно равновесном состоянии, поскольку изученные образцы стали подвергали аустенитизации с отдельного нагрева. В реальных технологических процессах горячая пластическая деформация (при прокатке) нарушает равновесное состояние аустенита и оказывает существенное влияние на структуру и свойства стали [2]. Поэтому представляло значительный интерес изучения влияния горячей пластической деформации и прерванного охлаждения на кинетику превращения стали 20Г2Р.

Исследования проводили по схеме:

- нагрев образцов под прокатку до 1100 °С, выдержка 5 минут, подстуживание до 1050 °С;
- прокатка при 1050–1030 °С со степенью деформации 35%;
- ускоренное охлаждение с температур прокатки со скоростью 50 – 80 °С/с до 540–780 °С и последующее замедленное (0,09–0,12 °С/с) охлаждение образцов до комнатной температуры, что обеспечивало распад переохлажденного аустенита в полужизнотермических условиях.

При контроле микроструктуры и твердости образцов установили, что при подстуживании до 540 °С аустенит (при последующем замедленном охлаждении) претерпевает в основном превращение по промежуточному механизму с образованием 75% бейнита, 15% феррита и 10% перлита (рис. 3а). Твердость стали с такой структурой составляет 195 НВ.

При ускоренном охлаждении до 580 °С аустенит распадается преимущественно по диффузионному механизму (инкубационный период до начала распада составляет 6 с) с образованием 45% феррита и 25% перлита и частично по промежуточному механизму (30% бейнита).

Температура начала бейнитного превращения соответствует 575 °С. Твердость уменьшается до 179 НВ.

При ускоренном охлаждении до 610 °С в структуре стали еще наблюдается около 5% бейнита (твердость на уровне 162 НВ).

Повышение температуры конца ускоренного охлаждения до 700 °С и выше приводит к распаду полностью по диффузионному механизму с образованием 70–75% феррита, 25–30% перлита (рис. 3б). Твердость уменьшается до

151–153 НВ. Количество структурно-свободного цементита (бороцементита) в микроструктуре стали составляет менее 1%.

Эти результаты согласуются с данными [3], доказывающими, что при ускоренном охлаждении из аустенитного состояния благодаря высокой подвижности бора обеспечивается интенсивный «сток» его атомов из бездефектной решетки на дислокации, возникшие при горячей пластической деформации, и их скопления. Это, в свою очередь, предупреждает выделение цементита (бороцементита) на границах зерен.

Следовательно, описанные режимы деформации и последовательного охлаждения оказывают некоторое влияние (в сравнении с равновесным состоянием аустенита в исходном состоянии) на температурно-временные области ферритного и перлитного превращений: они повышают устойчивость аустенита в промежуточной области как по шкале температур, так и по шкале времен и подавляют выделение на границах зерен структурно-свободного цементита.

Таким образом, используемые в реальных технологиях температурно-деформационные условия прокатки, охлаждения подката (в особенности бунтового) являются причиной появления в стали гаммы структурных составляющих. Неоднородность структуры вызывает неоднородность распределения свойств по длине и сечению раската, нарушение термодинамических условий сфероидизации цементита, осложнения при холодной пластической деформации (калибровке, высадке).

Указанные обстоятельства обусловили необходимость проведения дополнительных исследований по разработке режимов отжига стали с различной исходной структурой на зернистый цементит.

За основу выбрана схема отжига с частичной фазовой перекристаллизацией [4], дающего удовлетворительные результаты в промышленных условиях [5].

При проведении исследований использовали высокоскоростной электродный нагрев, что позволило (в сочетании с комплексом печей и термических ванн) изучить влияние собственно изотермических и временных параметров отжига на свойства стали.

Материалом для исследования служили сталь 20Г2Р с различной исходной структурой:

- бейнито-ферритной (75% бейнит, 15% феррит);
- феррито-перлитно-бейнитной (60% феррит, 30% перлит, 10% бейнит);
- феррито-перлитной (75% феррит, 20% перлит).

Результаты исследований

Серией экспериментов установлены оптимальные условия сфероидизирующего отжига для сталей с исходной бейнито-ферритной и феррито-перлитно-бейнитной структурой. Полное время отжига по режиму I составляет 28 – 30 минут (рис. 4 а, б), по режиму II – 25 минут.

Использование режимов I, II для отжига стали с исходной феррито-перлитной структурой (режим III (рис. 5)) не дало положительных результатов, поскольку степень сфероидизации цементита в этом случае не соответствовала требованиям стандартов. Детальные исследования показали, что плохая отжигаемость стали с исходной феррито-перлитной структурой связана с тем, что при переходе через критическую точку A_{c1} грубопластинчатый цементит перлита (в отличие от дисперсного цементита бейнита) растворяется неравномерно и при образовании аустенита сложно сохранить равномерное распределение по объему зародышей карбидов (остатков растворенного цементита или зон, обогащенных углеродом), которые при последующей изотермической выдержке при подкритических температурах могли бы являться зародышами для образования зернистых карбидов. Кроме того, при переохлаждении гетерогенного интервала ниже A_{c1} существует очень узкая температурно-временная зона выделения зернистых карбидов, соответствующая температурному интервалу 650–660 °С с инкубационным периодом не более 1 минуты. Снижение температуры указанного интервала или превышение времени выдержки приводит к немедленному распаду аустенита по нормальному механизму на грубопластинчатый перлит, трансформация которого в зернистый требует многочасовых выдержек (что и имеет место на практике).

При проведении подкритических выдержек выше указанного диапазона температур также требуется длительное время для аномального распада переохлажденного аустенита, то есть образования зернистого цементита непосредственно из гетерогенного аустенита.

Требуемый уровень свойств стали с исходной феррито-перлитной структурой был получен лишь при реализации режима IV (рис. 6), предусматривающего проведение двойного нагрева. При этом общая длительность отжига составила ~ 10 минут.

Выводы

Установлена зависимость скорости сфероидизации карбидов стали 20Г2Р при отжиге от исходной структуры подката. Сфероидизация карбидов в стали на уровне 80 – 90% обеспечивается режимом отжига минимальной продолжительностью 600 секунд.

Литература

1. Колпак В. П., Гуль Ю. П., Ивченко А. В., Кокашинская Г. В. Энергосберегающие технологии производств проката для холодной объемной штамповки и проволоки специального назначения // «Метизы», 2006, №1, с. 25–27.

2. Минаев А. А., Устименко С. В., Бердичевский Ю. Е. Контролируемая прокатка сортовой стали. – М.: «Металлургия», 1990. – 176 с.

3. Гринберг Е. М., Агеева Н. Р. О дефектно-примесном взаимодействии бора в железе // «Известия вузов. Черная металлургия», 1993, № 2, с. 47–50.

4. Способ изготовления проволоки / Колпак В. П., Ключник Ю. А., Полторацкий Л. М. и др. (СССР). № 1222689 // «Открытия, изобретения», 1986, № 13.

5. Колпак В. П., Чинокалов В. Я., Козий Ф. И. и др. Унифицированный режим отжига проволоки из низкоуглеродистой стали // «Сталь», 1986, № 6, с. 68.

