

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Ю.Д. Корягин, Д.А. Мирзаев, А.А. Куликов

Установлены оптимальные температурно-временные параметры термической обработки отливок из стали 35Л, полученных методом литья по газифицируемым моделям, обеспечивающие снижение твердости и улучшение обрабатываемости изделий. Разработанный технологический процесс термической обработки обеспечил повышение качества продукции в промышленных условиях.

Ключевые слова: газифицированные модели, литьё, температура, термическая обработка, изотермический отжиг, структура, твердость.

Отливки деталей часто подвергаются термической обработке с целью понизить твердость перед последующей механической обработкой или обеспечить определенный уровень прочности или ударной вязкости, если эта обработка является окончательной. Обычно технологи-термисты стремятся выбрать из множества возможных режимов наиболее экономичный, с позиции затрат печного времени или производительности участка. Обширные исследования в этом направлении опубликованы в работах [1–5].

В данной статье представлены результаты работы по выбору экономичного режима термообработки, обеспечивающего минимальную твердость образцов стали 35Л, полученных литьем по газифицируемым моделям.

1. Материал и методика исследования

В качестве материала были использованы отливки из стали 35Л, изготовленные по газифицированным моделям в цехе ЗАО «Технология-М». Следует отметить, что под влиянием газа проявляется некоторое науглероживание стали, особенно заметное у поверхности отливки. При нарезании плоских образцов для исследований размерами 10×15×10 мм одна из граней (широкая) образца расположена близко к поверхности реза; именно на ней твердость оказывалась заметно выше, чем на противоположной стороне, и это различие устойчиво сохранялось после почти всех обработок.

Твердость НВ измеряли с помощью прибора Бринелля при нагрузке 3000 кгс на противоположных сторонах пластинок. Химический состав был определен методом спектрального анализа трех отливок, у которых изучен состав приповерхностных зон: 0,41–0,45 % С; 0,84–0,61 % Si; 0,72 % Mn; 0,19–0,21 % Cr и 0,09 % Ni. Однако, если судить по твердости в центре отливок, среднее по объему содержание углерода составляет 0,33–0,37 %. Среденные результаты микрорентгеноспектрального анализа образца исследованной стали, вес. %: 0,22 % Al; 0,70 % Si; 0,20 % Cr; 0,83 % Mn; 0,22 % Cu.

Исследование структур было проведено с помощью оптического микроскопа «Neophot-21» и сканирующего растрового микроскопа фирмы «JEOL» JSM-6460 LV. Микроструктуру литых образцов (рис. 1) можно охарактеризовать в одном случае как феррито-перлитную (рис. 1, а, в, г), а во втором (рис. 1, б) как структуру игольчатого феррита [4] (или бейнита), возникающую в условиях непрерывного охлаждения по сдвиговому, но диффузионному механизму. Эта структура характеризуется более высокой прочностью и твердостью, чем феррито-перлитная.

Ряд опытных режимов термической обработки отливок, направленных на снижение твердости, был реализован в электрической печи ПКЛ-1,2-12, снабженной задатчиком и регулятором дискретных температур. Точность регулирования была не менее ±0,5 К. Скорость охлаждения образцов в выключенной печи составляет 420 К/ч, что приблизительно соответствует охлаждению промышленной партии отливок на воздухе (нормализации).

2. Результаты исследования и их обсуждение

2.1. Дилатометрия

Измерение критических точек сталей осуществлялось по кривым нагрева и охлаждения (рис. 2), записанным на дилатометре Netzsch DIL 402С.

Были записаны дилатограммы трех образцов, вырезанных из отливки, представленной для исследования. На рис. 2 показана типичная дилатограмма. При нагревании образцов со скоростью 10 К/ч начало образования аустенита наблюдалось при 755, 756 и 760 °С, что на 35–40 °С выше, чем для углеродистой стали. Образование аустенита заканчивалось при температурах 808, 822 и 829 °С. Дальнейший нагрев до 900 °С проводился уже в аустенитном состоянии.

Затем следовало охлаждение со скоростью 10 К/ч, которое сначала также проходило в аустенитном состоянии (см. рис. 2), но затем наблюдалось превращение аустенита, отмеченное на дилато-

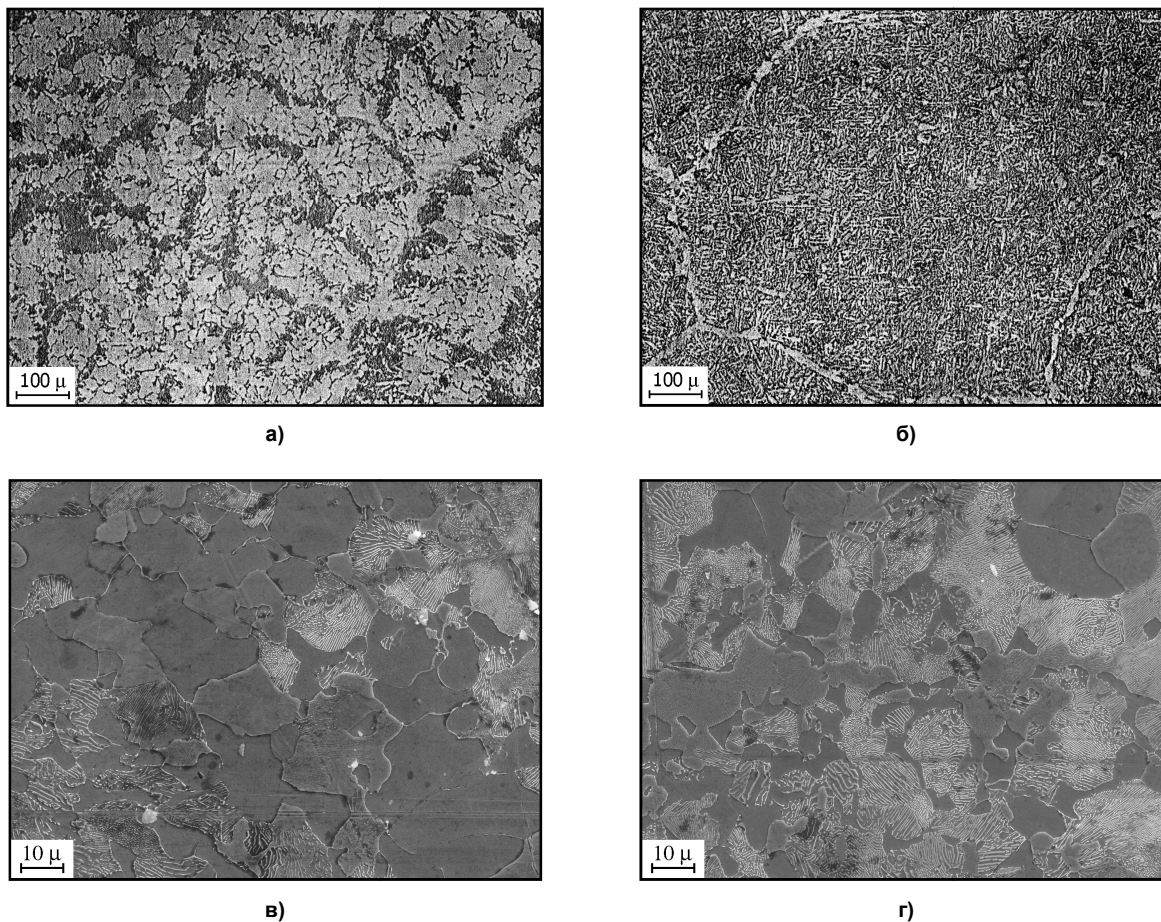


Рис. 1. Структура литой стали

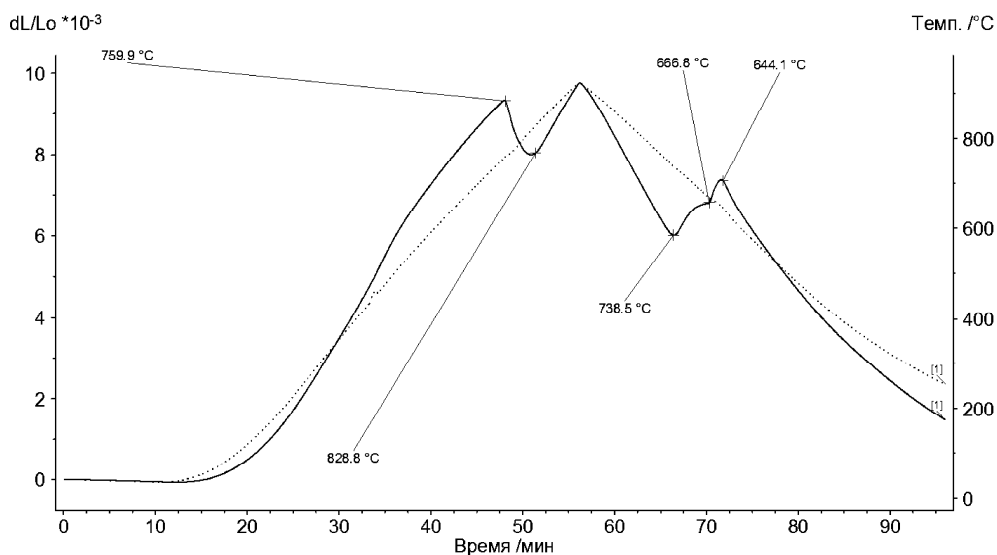


Рис. 2. Типичная дилатограмма нагрева и охлаждения образца стали 35Л

грамме переходом от ниспадающей линии к восходящей. Соответствующая температура изгиба (минимума) есть точка начала выделения феррита. Она равна для трех образцов 740, 748 и 738 °С. Однако, как известно [4], распад аустенита проходит в две стадии по шкале температуры. Действительно, восходящая линия состоит из двух участ-

ков, разделенных перегибом. На первом участке происходит образование феррита, причем не распавшийся аустенит обогащается углеродом. Второй участок рассматриваемой восходящей линии отражает образование перлита, причем как первая, так и вторая реакция распада сопровождаются увеличением объема образца. Температуры начала

образования перлита у трех исследованных образцов несколько различаются и составляют 675, 682 и 667 °С. Температура конца образования перлита есть та наивысшая точка, за которой кривая начинает резко опускаться вниз; она равна 655, 671 и 644 °С. Таким образом, образование перлита в наших образцах происходит в температурном интервале 675–655, 682–671 и 667–664 °С. Напомним, что для углеродистой стали выделение перлита начинается при температуре 723 °С. В исследуемой стали температура образования перлита смещена вниз на 42–56 °С под влиянием примесей, снижающих точку A_1 .

Важный результат проведенного исследования заключается в том, что можно повысить температуру изотермического отжига с 690–700 до 715–730 °С, что и было использовано далее.

2.2. Отжиг без фазовой перекристаллизации

Как известно [1], некоторое снижение прочностных свойств дает отжиг перлитной структуры ниже A_{c1} . Для изучения возможности такой термообработки были проведены следующие эксперименты:

1. Образец № 3 был помещен в печь с температурой 700 °С и выдержан 11 ч с перерывами на охлаждение и измерения твердости. В результате такого отжига твердость понизилась со 192/201 до 170/172 НВ (в форме дроби указаны значения твердости с двух сторон пластинки).

2. Режим ступенчатого отжига: 740 °С, 2 ч + 700 °С, 5 ч с перерывами на измерения обеспечил понижение твердости со 196/204 до 179/163 НВ.

3. Термоциклический отжиг 750 °С, 0,5 ч + 670 °С, 0,5 ч + 750 °С, 0,5 ч дал слабое снижение твердости от 194/182 до 187/170 НВ.

4. Изотермический отжиг при повышенной до 715 °С температуре был изучен на трех образцах, отличающихся друг от друга уровнем исходной твердости, причем с противоположных сторон

одного образца значения твердости также различались. Образцы были помещены в печь, нагретую до 715 °С, и выдержаны сначала 2,5 ч, затем после охлаждения в печи и измерения твердости еще 2 ч и, наконец, 3,5 ч при третьей посадке. Характер изменения твердости при выдержках показан на рис. 3.

После отжига 8,5 ч твердость понизилась с 210 до 170 НВ, а в случае низкой исходной твердости 170 НВ она уменьшилась до 140 НВ. Это означает, что самый экономичный способ понизить твердость отливок заключается в отжиге при 715–730 °С. Такой эксперимент был проведен в цехе (отжиг при 735 °С) и дал очень хороший результат: для реальной садки литья твердость снизилась до 131–156 НВ. Однако вид микроструктуры с крупным зерном (см. рис. 1) вызвал некоторые сомнения в том, что ударная вязкость окажется достаточной для потребителя, хотя она обычно не входит в число стандартных параметров. Так как ее величина возрастает при уменьшении твердости, то есть основания считать, что примененный отжиг не должен вызвать значительного снижения ударной вязкости. Учитывая вышесказанное, нами был изучен вариант термообработки, включающий фазовую перекристаллизацию.

2.3. Отжиг с фазовой перекристаллизацией

Многие авторы [1–3] рекомендуют нормализацию в качестве основного способа снижения твердости отливок. Однако эффект нормализации несомненно зависит от массы садки через скорость охлаждения. В наших экспериментах температура аустенитизации была принята равной 900 °С. Так как охлаждение образцов в выключенной печи в интервале температур от 800 до 600 °С проходит со средней скоростью 7 К/мин, примерно такой же, как у промышленной садки литых деталей, перенесенных из печи на спокойный воздух, то имитация нормализации достигалась простым отключением электронагрева печи. Для изучения

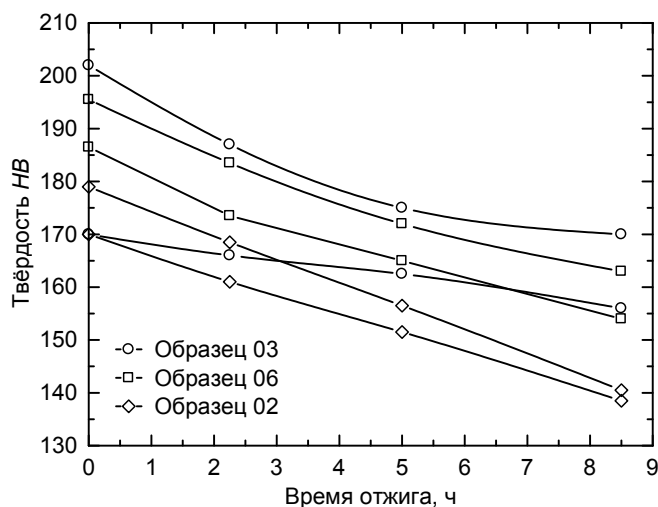


Рис. 3. Зависимость твердости образцов литой стали 35Л с различной исходной твердостью от длительности отжига при 715 °С

влияния нормализации, а затем отжига и более сложных обработок на твердость были проведены новые опыты:

1. Воздействие однократной нормализации (900 °С, 30 мин + охлаждение) оказалось неудовлетворительным. Твердость понизилась с 215/207 до 192/177 НВ. Повторный эксперимент на новом образце дал сходный результат. Твердость уменьшилась с 232/225 в исходном состоянии до 197/181 НВ после нормализации.

2. Двукратная нормализация также не дала положительного результата. Исходная твердость 190/219 немного снизилась до 179/215 НВ после первой нормализации, а вторая нормализация не привела к изменению твердости (187/201 НВ).

3. Вариант полного отжига при 900 °С был смоделирован ступенчатым охлаждением через 10 °С с выдержкой на каждой ступени 10 мин. Ниже 600 °С охлаждение проводили с печью. Средняя скорость охлаждения оказалась равной 100 К/ч. Здесь достигнут один из наилучших результатов. Твердость отливок снизилась от 207/235 до 165/174 НВ. Положительная роль замедленного охлаждения проявилась здесь отчетливо. Но поскольку распад переохлажденного аустенита по первой ступени имеет два температурных интервала, соединенных между собой, причем в первом из них происходит выделение феррита, а во втором – образование перлита, то возникает вопрос: как повлияет на конечную твердость замедление или ускорение превращения в каждом из интервалов?

4. Были проведены эксперименты, в одном из которых образец, аустениitized при 900 °С в течение 20 мин, был относительно быстро охлажден в печи от 900 до 700 °С за 22 мин, а затем проводилось его замедленное ступенчатое охлаждение с шагом 10 °С и выдержкой 12 мин при каждой температуре в интервале перлитного распада. Ниже 600 °С охлаждение проходило при выключенной печи. Второй образец, наоборот, мед-

ленно, с шагом 10 °С и выдержками 17 мин, был охлажден в интервале 800–700 °С, где происходит выделение феррита, а ниже 700 °С его охлаждение проводили в печи. Оказалось, что у образца после первой обработки твердость снизилась с 202/217 до 166/176, а во втором случае – с 196/204 до 179/183 НВ. Отсюда следует вывод, что для достижения низкой твердости охлаждение должно быть замедленным в интервале формирования перлита.

Для двух образцов, один из которых был нормализован и имел твердость 197/181, а второй был подвергнут полному отжигу на твердость 165/174 НВ, был проведен дополнительный отжиг (отпуск) в течение 3 ч при 720 °С. После этого твердость образцов, по существу, сравнялась, достигнув значения НВ163/170. Видимо, структура тонкопластинчатого перлита, полученная при нормализации, в ходе отжига разрушается быстрее, чем грубопластинчатый перлит исходного отжига. Поэтому отпуску нормализованных образцов было уделено значительное внимание.

5. Три образца были помещены в печь с температурой 900 °С и выдержаны 1 ч, затем охлаждены в печи до комнатной температуры, вновь нагреты до 720 °С и выдержаны последовательно 3 и 7 ч. Графики зависимости твердости от длительности отжига показаны на рис. 4.

Использованные образцы имели разную исходную твердость и между собой, и с двух сторон широкого основания каждого образца. Но уже после 3 ч выдержки твердость оказывается меньше 170, а после 7 ч отжига опускается ниже 165 НВ. По-видимому, нормализация от 900 °С и 5–7-часовой отжиг при 720–730 °С является наиболее экономичным режимом снижения твердости литых деталей в тех случаях, когда заказчик выдвигает требования структурной перекристаллизации для повышения ударной вязкости стали. Заметим, что охлаждение от 900 °С не обязательно доводить

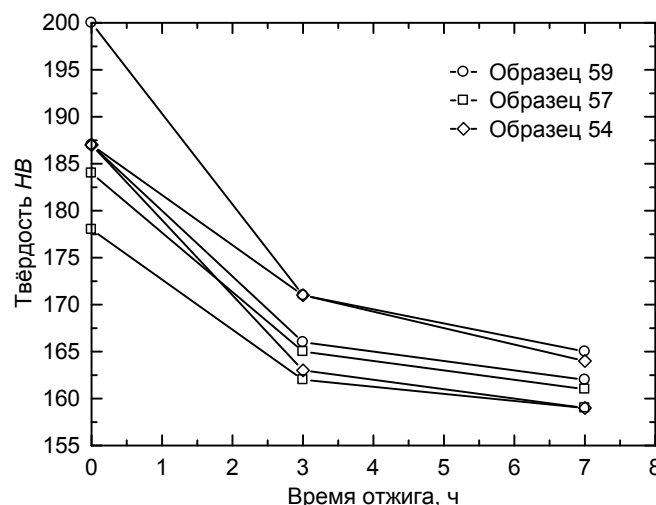


Рис. 4. Зависимость твёрдости образцов литой и нормализованной стали 35Л от длительности отжига при 720 °С

до комнатной температуры; можно охладить садку до 630–600 °С, когда превращение аустенита завершается, и сразу же нагреть до 720–730 °С под отжиг.

2.4. Изотермический отжиг отливок из стали 35Л

При проведении опытных обработок образцы загружались в печь, нагретую до 900 °С и выдерживались 35 мин для аустенизации. Затем образцы охлаждали с печью со скоростью 7–8 К/мин (примерно такой же, как при охлаждении промышленной садки литых деталей в цехе ЗАО «Технология-М» на воздухе). Когда температура печи достигала заданной, включалось регулирование и происходило удержание постоянной температуры в течение 2 ч (изотермический отжиг), после чего охлаждение с выключенной печью продолжалось. У охлажденных до комнатной температуры образцов с обеих сторон пластинок проводили измерения твердости. В ходе экспериментов, проведенных на 16 образцах, последовательно изменяли температуру отжига от 750 до 650 °С.

Изменение твердости образцов в зависимости от температуры изотермического отжига отражено на рис. 5 двумя кривыми, одна из которых (верхняя) относится к участкам, подвергавшимся при заливке науглераживающему воздействию атмосферы в форме, а вторая к участкам, где науглераживание не происходило или было минимальным.

При анализе данных рис. 5 нужно учитывать, что после нормализации от 900 °С твердость отливок остается на уровне 187/220 НВ [1] (в виде дроби указаны средние значения твердости с разных сторон пластинообразного образца). Можно заключить, что устойчивость аустенита исследуемой стали довольно велика, так что образование феррита и перлита происходит не в верхней части С-образной диаграммы, а существенно ниже. Воз-

можно, что часть аустенита «забрасывается» в область промежуточного превращения γ -фазы. Если сделать остановку охлаждения при 750 °С или выше, а затем продолжить его с той же скоростью, то ситуация с превращением γ -фазы не изменится, ибо температурная ступенька расположена выше точки A_{r3} начала выделения феррита [5], значение которой по данным дилатометрии для трех разных образцов колеблется от 738 до 748 °С. При температурах изотермического отжига 730 и 740 °С, если выделение феррита и начинается, то в столь малых количествах, что они не могут вызвать значительного уменьшения твердости. Изотермический отжиг при температурах 720 °С и ниже приводит к существенному снижению твердости. Минимум достигается в интервале температур отжига 710–690 °С, а дальнейшее уменьшение её сопровождается непрерывным возрастанием твердости вплоть до предельной используемой температуры 650 °С. Отметим, что температура начала образования перлита расположена в районе 667–682 °С. Следовательно, возрастание твердости начинается при температурах отжига, на 30–40 °С превышающих начала образования перлита.

Рассматривая твердость перлита эвтектоидной стали, А.Э. Гер [6] и С.А. Салтыков [7] показали, что она в значительной мере определяется величиной межпластиночного расстояния S (мм) в колониях перлита. Согласно [6],

$$HB = 120 + \frac{0,046}{S} \quad (1)$$

Близкую к этой формулу предложил С.А. Салтыков [5]. В отношении межпластиночного расстояния известно [8], что

$$S = \frac{0,018}{A_1 - T} \quad (2)$$

где T – температура изотермического превращения

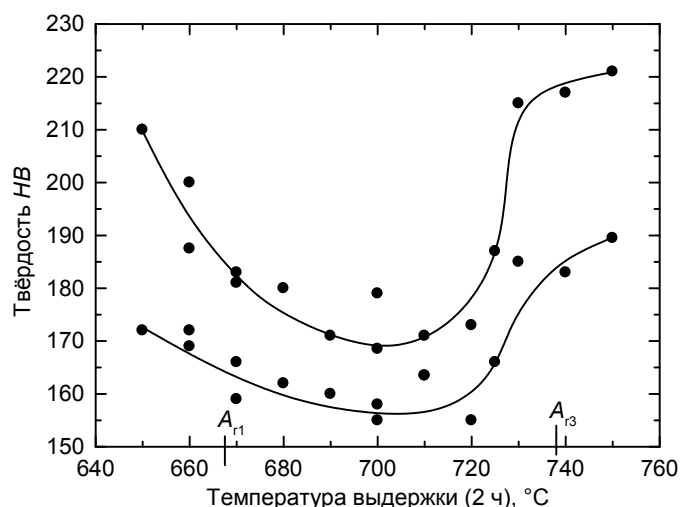


Рис. 5. Влияние температуры изотермического отжига с последующим охлаждением в печи на твердость стали 35Л. Температура аустенизации 900 °С, выдержка 35 мин. Температуры начала образования перлита $A_{r1} = 667$ °С, температура конца образования перлита 644 °С

аустенита в перлит. Если подставить выражение (2) в (1), получается:

$$HB = 120 + 2,55\Delta T, \quad (3)$$

где $\Delta T = A_1 - T$ – переохлаждение γ -фазы по отношению к температуре A_1 (точнее, Ar_1). На основе формулы (3) можно сделать важные выводы: 1) для перлитной структуры с низкой твердостью превращение γ -фазы в перлит следует проводить с минимальным переохлаждением ΔT относительно A_1 ; 2) в условиях непрерывного охлаждения следует стремиться к минимальной скорости охлаждения вблизи Ar_1 .

Однако независимо от конкретной температуры изотермического отжига в интервале 710–670 °С, от которой затем производится охлаждение, скорости охлаждения всех образцов вблизи при Ar_1 будут одинаковыми. Следовательно, причиной возрастания твердости в интервале температур 710... Ar_1 является не торможение последующего перлитного распада, а сдвиг температур $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения ещё не распавшейся γ -фазы в область более низких температур особенно в участках с повышенной концентрацией углерода. В пользу этого свидетельствует ещё одно обстоятельство. Изучаемая сталь содержит в своей структуре как перлит, так и феррит. Если в отношении твердости перлита ситуация достаточно ясная, то данные о твердости феррита не систематизированы. Но известна простая связь между твердостью HB и временным пределом прочности $\sigma_b = 0,34 HB$. Для смешанной ферритно-перлитной структуры Ф.Б. Пикеринг [9] приводит надежное выражение для σ_b :

$$\sigma_b = 15,4 \left\{ f_\alpha^{1/3} \left[16 + 74,2\sqrt{[N]} + \frac{1,18}{\sqrt{d_\phi}} \right] + (1 - f_\alpha^{1/3}) \left[46,7 + \frac{0,23}{\sqrt{S}} \right] + 6,3[Si] \right\}, \text{ МПа}, \quad (4)$$

где f_α – объемная доля феррита; d_ϕ – размер зерна

феррита, оцененный по средней случайной хорде; S – межпластиночное расстояние в перлите, мм, $[N]$, $[Si]$ – содержание примесей в мас. %.

Подчеркнём особенность этой формулы – усреднение прочностей обеих фаз по объемным долям феррита f_α и перлита $(1 - f_\alpha)$ нелинейное: вместо $f_\alpha A + (1 - f_\alpha) B$ используется закон $f_\alpha^{1/3} A + (1 - f_\alpha^{1/3}) B$, что для стали 35Л резко уменьшает вклад в прочность перлитной составляющей. Действительно, $f_\alpha = \frac{0,8 - 0,35}{0,775} = 0,581$

или 58,1 % α -фазы; $f_n = 0,419 = 41,9\%$, тогда как $f_\alpha^{1/3} = 0,834$, а $1 - f_\alpha^{1/3} = 0,166$. Пикеринг привел важные аргументы в пользу такого подхода. В рамках теории Пикеринга минимум твердости при изотермическом отжиге на 700 °С объясняется, во-первых, образованием крупнозернистого феррита при выдержке; во-вторых, интенсивным образованием феррита при охлаждении до Ar_1 благодаря существованию готовых поверхностей зарождения и, наконец, формированием грубой перлитной структуры при малом переохлаждении ΔT относительно Ar_1 .

Проведенное исследование отчетливо показало, что изотермический отжиг может обеспечивать значительное снижение твердости. Рекомендуемый режим приведен на рис. 6. Ступенька времени при 720 °С нужна для выравнивания температуры; при 700 °С превращение происходит в основной массе отливок, выдержка при 660 и 640 °С необходима для завершения перлитного распада у отливок, температура которых выше, чем у основной массы. Режим экспериментально проверен в лабораторных и промышленных условиях.

Выводы

1. Критические точки литых сталей типа 35Л могут быть значительно смещены относительно аналогичных точек углеродистых сталей под

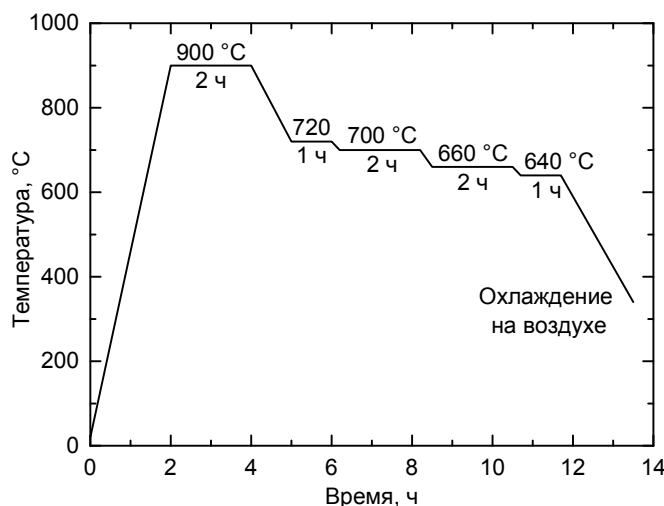


Рис. 6. Опытный режим отжига отливок из стали 35Л

влиянием примесей (Si, Mn, Cr, Ni) и химической неоднородности. В исследованных сталях температура начала образования аустенита A_{c1} смещена вверх на 35–40 °С, тогда как температуры начала образования феррита A_{r3} и перлита A_{r1} смещены вниз соответственно на 48–51 и 40–55 °С.

2. Среди изученных режимов отжига литой стали без фазовой перекристаллизации оптимальным по длительности и энергозатратам является изотермический отжиг при температурах 715–735 °С, причем длительность отжига можно сократить с 8 до 5 ч и менее при повышении температуры до 735 °С. Однако такой отжиг не изменяет размер аустенитного зерна.

3. Изотермический отжиг в интервале температур 710–690 °С обеспечивает требуемое снижение твердости отливок, полученных литьем по газифицируемым моделям.

4. В тех случаях, когда по высоте или ширине садки имеется перепад температур, режим отжига должен содержать несколько температурных ступенек, последовательно обеспечивающих распад аустенита во всем объеме садки.

5. В работе приведены несколько аргументов в пользу теории Пикеринга, по которой основной вклад в прочность феррито-перлитной структуры стали 35Л создаёт феррит.

Литература

1. Иванюшкин, И.П. Термическая обработка литой углеродистой стали 25Л и 20Л / И.П. Ива-

нюшкин, К.Н. Куликова // Труды всесоюзного совещания. – М.: Машигиз, 1955. – С. 225–238.

2. Иванюшкин, И.П. Выбор оптимального режима термической обработки / И.П. Иванюшкин, К.Н. Куликова // Улучшение качества отливок: сб. науч. тр. – М.: Машигиз, 1958. – С. 86–94.

3. Передовая технология термической обработки. – М.; Свердловск: Машигиз, 1961. – С. 16–26.

4. Йех, Я. Термическая обработка стали: пер. с чеш. / Я. Йех. – М.: Металлургия, 1979. – С. 92–95.

5. Попова, Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справ. термиста / Л.Е. Попова, А.А. Попов. – М.: Металлургия, 1991. – 503 с.

6. Гер, А.Э. Поверхность раздела фаз и механические свойства перлитных структур / А.Э. Гер // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1956. – № 5. – С. 15–18.

7. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

8. Мирзаев, Д.А. Образование перлита в сталях / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев // Фазовые и структурные превращения в сталях: сб. науч. тр. / под ред. В.Н. Урцева. – Магнитогорск, 2003. – Вып. 3. – С. 294–334.

9. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пикеринг / пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.

Корягин Юрий Дмитриевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой физического металловедения и физики твёрдого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. Тел.: (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru.

Мирзаев Джалал Аминович, доктор физико-математических наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. Тел.: (351)2679013. E-mail: mirzayev@physmet.susu.ac.ru.

Куликов Андрей Анатольевич, главный металлург, ЗАО «Технология-М». 454084, г. Челябинск, пр. Победы, 160, офис 249. Тел.: (351)2398059. E-mail: kulikov69@list.ru.

Bulletin of the South Ural State University
Series "Metallurgy"
2013, vol. 13, no. 1, pp. 138–145

HEAT TREATMENT OF CONSUMABLE PATTERN CASTINGS

Yu.D. Koryagin, A.A. Kulikov, D.A. Mirzaev

The paper describes regimes of heat treatment to reduce the hardness of consumable pattern castings from 0.35 % C steel, selected time-temperature parameters of annealing and results of testing the economical annealing regimes producing required properties of castings.

Keywords: casting, annealing, tempering, hardness, impact toughness.

Koryagin Yuriy Dmitrievich, doctor of engineering science, professor, head of the Physical Metallurgy and Solid State Physics Department, South Ural State University. 76 Lenin avenue, Chelyabinsk, Russia 454080. Tel.: 7(351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru.

Mirzaev Dzhahal Aminulovich, doctor of physical and mathematical science, professor of the Physical Metallurgy and Solid State Physics Department, South Ural State University. 76 Lenin avenue, Chelyabinsk, Russia 454080. Tel.: 7(351)2679013. E-mail: mirzayev@physmet.susu.ac.ru.

Kulikov Andrey Anatol'evich, chief metallurgist, JSC "Tekhnologia-M". Office 249, 160 Pobedy avenue, Chelyabinsk, Russia 454084. Tel.: 7(351)2398059. E-mail: kulikov69@list.ru.

Поступила в редакцию 25 декабря 2012 г.