

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК [621.785.363 : 669.14] : 620.178

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

ИЗОТЕРМИЧЕСКИЙ ОТЖИГ ОТЛИВОК СТАЛИ 35Л, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Рассмотрено влияние структурных параметров феррита и перлита на твердость и прочность стали. Исследовано влияние двухчасового изотермического отжига при температурах от 750 до 650°C на твердость литых деталей из стали 35Л. Установлены оптимальные температуры отжига. Предложен и опробован конкретный режим изотермического отжига.

Ключевые слова: литьё, газифицированные модели, отжиг, нормализация, твёрдость.

The paper considers the influence of structural parameters of ferrite and pearlite on hardness and strength of 35L steel. Effect of two-hour annealing at 750–650°C on hardness of cast products from this steel is studied and optimal time-temperature parameters of annealing are established. A specific regime of annealing is proposed and tested.

Keywords: casting, consumable patterns, annealing, normalizing, hardness.

В нашей статье [1] были исследованы возможности снижения твердости отливок стали 35Л по газифицируемым моделям путем изотермического отжига в α -состоянии (отпуска), а также использования непрерывного охлаждения с различными, в том числе непостоянными скоростями от температуры 900°C, расположенной выше A_{c3} . Было показано, что наиболее экономичными в смысле суммарных затрат «печного» времени оказались высокий отпуск при 710–730°C, не вызывающий перекристаллизацию стали, или нормализация в сочетании с высоким отпуском, обеспечивающие как снижение твердости, так и повышение ударной вязкости вследствие измельчения зерна.

Дальнейшего уменьшения длительности печного нагрева, вероятно, можно добиться сокращением или полным устранением отпуска. Необходимость отпуска после нормализации обусловлена повышенной устойчивостью аустенита стали, насыщающейся в процессе плавки углеродом до 0,45%С в поверхностных слоях отливки. Для устранения отпуска необходимо сделать остановку охлаждения в температурном интервале распада γ -фазы для его завершения, то есть фактически перейти к операции короткого изотермического отжига [2].

Изучению возможности и разработки конкретного экономичного режима изотермического отжига, обеспечивающего снижение твердости литых изделий до требуемого уровня, посвящена данная работа.

Материал и методика исследования

Литые заготовки стали 35Л, полученные методом литья по газифицированным моделям, были разрезаны на пластины толщиной 4 мм так, что одна широкая грань была расположена близко от внешней поверхности. Поэтому образцы из-за науглераживания при плавке имели с двух сторон несколько различную твердость. При проведении опытных обработок образцы помещены в печь, нагретую до 900°C, и выдержаны 35 мин для аустенитизации. Затем нагрев печи выключали и охлаждали образец с печью со ско-

ростью 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°C.

Результаты исследования и их обсуждение

Изменение твердости образцов в зависимости от температуры изотермического отжига отражено на **рис. 1** двумя кривыми, одна из которых (верхняя) относится к участкам, подвергавшимся при выплавке науглераживающему воздействию атмосферы в форме, а вторая – к участкам, где науглераживание не происходило или было минимальным.

При анализе данных **рис. 1** нужно учитывать, что после нормализации от 900°C 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. Возможно, что часть аустенита «забрасывается» в область промежуточного превращения γ -фазы. Если сделать остановку охлаждения при 750°C 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_{c3} начала выделения феррита [3], значение которой по данным дилатометрии для трех разных образцов колеблется от 738 до 748°C. При температурах изотермического отжига 730 и 740°C если выделение феррита и начинается, то он образуется в столь

малых количествах, что они не могут вызвать значительного уменьшения твердости. Изотермический отжиг при температурах 720°C и ниже приводит к существенному снижению твердости. Минимум достигается в интервале температур отжига 710–690°C а дальнейшее уменьшение её сопровождается непрерывным возрастанием твердости вплоть до предельной используемой температуры 650°C. Отметим, что температура начала образования перлита расположена в районе 667–682°C. Следовательно, возрастание твердости начинается при температурах отжига, на 30–40°C превышающих начала образования перлита.

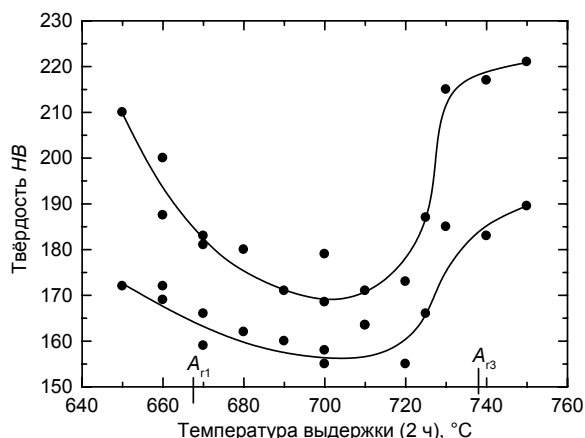


Рис. 1. Влияние температуры изотермического отжига с последующим охлаждением в печи на твердость стали 35Л. Температура аустенитизации 900°C, выдержка 35 мин. Температура начала образования перлита $A_{11} = 667^\circ\text{C}$, температура конца образования перлита 644°C

Рассматривая твердость перлита эвтектоидной стали, А.Э. Гер [4] и С.А. Салтыков [5] показали, что она в значительной мере определяется величиной межпластиночного расстояния S (мм) в колониях перлита. Согласно [4]

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

Близкую к этой формулу предложил С.А. Салтыков [5]. В отношении межпластиночного расстояния известно [6], что

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

где T – температура изотермического превращения аустенита в перлит. Если подставить выражение (2) в (1), получается:

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

где $\Delta T = A_1 - T$ – переохлаждение γ -фазы по отношению к температуре A_1 (точнее, A_{11}). 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 ми-

нимальной скорости охлаждения вблизи A_{11} .

Однако не зависимо от конкретной температуры изотермического отжига в интервале 710–670°C, от которой затем производится охлаждение, скорости охлаждения всех образцов вблизи при A_{11} будут одинаковыми. Следовательно, причиной возрастания твердости в интервале температур 710– A_{11} 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 НВ и временным пределом прочности $\sigma_B = 0,34HV$. Для смешанной ферритно-перлитной структуры Ф.Б. Пикеринг [6] приводит надежное выражение для σ_B , МПа:

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

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, 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°C объясняется, во-первых, образованием крупнозернистого феррита при выдержке; во-вторых, интенсивным образованием феррита при охлаждении до A_{11} благодаря существованию готовых поверхностей зарождения и, наконец, формированием грубой перлитной структуры при малом переохлаждении ΔT относительно A_{11} .

Проведенное исследование отчетливо показало, что изотермический отжиг может обеспечивать значительное снижение твердости. Однако при разработке промышленного режима необходимо учитывать существование перепада температуры по ширине или высоте садки. будем предполагать, что температура деталей может максимально отклоняться от показаний рабочей термопары на +40°C. Рекомендуемый режим отжига приведён на **рис. 2**.

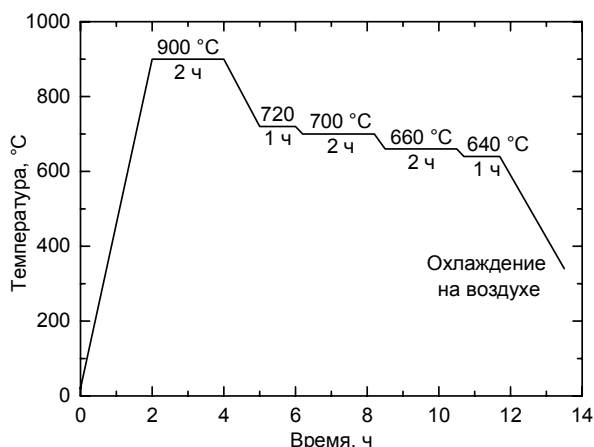


Рис. 2. Опытный режим отжига отливок из стали 35Л

Ступенька времени при 720°C нужна для выравнивания температуры; при 700°C превращение происходит в основной массе отливок, выдержка при 660 и 640°C необходима для завершения перлитного распада у отливок, температура которых выше, чем у основной массы. Режим экспериментально проверен в лабораторных условиях. Твердость после отжига 155/171 НВ; если разность температур по объему садки меньше 20°C, то выдержку при 640°C можно не делать, а длительность отжига на 660°C сократить на 1 ч.

Выводы

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

2. В тех случаях, когда по высоте или ширине садки имеется перепад температур, режим отжига должен содержать несколько температурных ступенек, последовательно обеспечивающих распад аусте-

нита во всем объеме садки.

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

Список литературы

1. Корягин, Ю.Д. Влияние термической обработки на твердость изделий, полученных методом литья по газифицированным моделям / Ю.Д. Корягин, Д.А. Мирзаев, А.А. Куликов // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2012. №2. С. 55-58
2. Башнин, Ю.А. Технология термической обработки: учебник для вузов / Ю.А. Башнин, Б.К. Ушаков, А.Г. Секей. М.: Металлургия, 1986. 424 с.
3. Попова, Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста / Л.Е. Попова, А.А. Попов. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
4. Гер, А.Э. Поверхность раздела фаз и механические свойства перлитных структур / А.Э. Гер // Металловедение и термическая обработка металлов. 1956. № 5. С. 15-18.
5. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
6. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пикеринг. М.: Металлургия, 1982. 184 с.
7. Мирзаев, Д.А. Образование перлита в сталях / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев // Фазовые и структурные превращения в стали: сб. науч. трудов. Вып. 3 / под ред. В.Н. Урцева. Магнитогорск, 2003. С. 294-334.

Bibliography

1. Koryagin, Yu.D. Effect of heat treatment on the hardness of consumable pattern castings / Yu.D. Koryagin, A.A. Kulikov, D.A. Mirzaev // Vestnik MGTU named after G.I. Nosov. 2012. №2. P. 55-58.
2. Bashnin, Yu.A. Steel heat treatment technology / Yu.A. Bashnin, B.K. Ushakov, A.G. Sekey. M.: Metallurgia, 1986. 424 pp.
3. Popova, L.E. Transformation diagrams of austenite in steels and beta solid solution in titanium alloys / L.E. Popova, A.A. Popov. M.: Metallurgia, 1991. 503 pp.
4. Ger, A.E. Interphase interface and mechanical properties of pearlitic structures / A.E. Ger // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 1956. No. 5. Pp. 15-18.
5. Saltykov, S.A. Stereometric metallography / S.A. Saltykov. M.: Metallurgia, 1970. 376 pp.
6. Pickering, F.B. Physical metallurgy and the design of steels: Materials science series / F.B. Pickering. Applied science publishers Ltd., 1978.
7. Mirzaev, D.A. Pearlite formation in steels / D.A. Mirzaev, K.Yu. Okishev // Phase and structural transformations in steel. Issue 3 / ed. by V.N. Urtev. Magnitogorsk, 2003. Pp. 294-334.

УДК 621.791.051

Емелюшин А.Н., Сычков А.Б., Шекшеев М.А.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРИВАЕМОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ КЛАССА ПРОЧНОСТИ К56

Проведены комплексные исследования свариваемости стали класса прочности К56. Свариваемость оценивали на основе решения параметрических уравнений, характеризующих склонность стали к образованию «горячих» и «холодных» трещин. Проводилась оценка влияния способа и режимов дуговой сварки на структуру и свойства металла зоны термического влияния по методу валиковой пробы.

Ключевые слова: трубная сталь, свариваемость, холодные трещины, горячие трещины, зона термического влияния, твердость, ударная вязкость.

Carried out the complex investigation of weldability of steel class K56. Weldability evaluated on the basis of the decision of parametric equations describing the tendency of steel to the formation of «hot» and «cold» cracks. Evaluating the impact of the ways and modes of arc welding on the structure and properties of metal zone of thermal influence on the method of final layer samples.

Keywords: steel pipe, weldability, cold cracks, hot cracks, zone of thermal influence, hardness, impact resistance.

Прошедшее десятилетие для России охарактеризовалось рядом крупных проектов по строительству магистральных трубопроводов. Существующие тенденции повышения производительности перекачки нефти и газа определили необходимость перехода на

более высокий уровень давления в трубопроводе (свыше 9,8 МПа), а также использования электросварных труб с наибольшими для магистральных трубопроводов диаметрами: 1420 мм для газопроводов и 1220 мм для нефтепроводов. Указанные обстоятель-